



**VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ**

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

**ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE**

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

**DYNAMICKÉ MATERIÁLOVÉ MODELY VE TVÁŘENÍ KOVŮ  
A SLITIN**

DYNAMIC MODELS OF MATERIAL IN METAL FORMING

**DIPLOMOVÁ PRÁCE**

MASTER'S THESIS

**AUTOR PRÁCE**

AUTHOR

**Bc. Barbora Kudláčková**

**VEDOUCÍ PRÁCE**

SUPERVISOR

**prof. Ing. Milan Forejt, CSc.**

**BRNO 2017**

# Zadání diplomové práce

Ústav: Ústav strojírenské technologie  
Studentka: **Bc. Barbora Kudláčková**  
Studijní program: Strojní inženýrství  
Studijní obor: Strojírenská technologie  
Vedoucí práce: **prof. Ing. Milan Forejt, CSc.**  
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

## Dynamické materiálové modely ve tváření kovů a slitin

### Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Shrnutí současných materiálových modelů s vlivem základních parametrů, tj. deformace, teploty a rychlosti deformace. Posouzení jejich vhodnosti pro výpočtové modely ve tváření kovů a slitin. Rozbor zkušebních testů a rozsah jejich vhodnosti při tvorbě dynamických materiálových modelů, návrh a ověření metodiky tvorby materiálového modelu s vlivem rychlosti deformace na vybraném materiálu.

### Cíle diplomové práce:

- Vypracujte literární studii se zaměřením na statické a dynamické zkušební testy a materiálové modely a zhodnoťte současný stav výpočtových modelů mechanického chování materiálů.
- Proveďte rozbor výpočtových modelů materiálů vzhledem k současným potřebám dynamických procesů tváření.
- Navrhněte a na vybraném materiálu ověřte metodiku tvorby materiálového modelu s vlivem rychlosti deformace.
- Zpracujte technické hodnocení práce.

### Seznam literatury:

MIELNIK, Edward M. Metalworking science and Engineering. Michael B. Bever. 1st edition. New York: McGraw-Hill, Inc., 1991. 976 s. ISBN 0-07-041904-3.

MEYERS, Marc André. Dynamic Behavior of Materials. Marc. A. Meyers. 1st edition. New York : John Wiley & Sons, Inc., 1994. 668 s. A Wiley Interscience Publication. ISBN 0-471-58262-X.

FOREJT, Milan, PÍŠKA, Miroslav. Teorie obrábění, tváření a nástroje. Milan Forejt; Design obálky: Ildikó Putzová. 2. vyd. Brno : Akademické nakladatelství CERM, 2008. 226 s. ISBN 80-214-2374-9.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.  
ředitel ústavu

---

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.  
děkan fakulty

## ABSTRAKT

KUDLÁČOVÁ Barbora: Dynamické materiálové modely ve tváření kovů a slitin

Diplomová práce má za cíl pojednat o tvorbě materiálových modelů pro tvářecí technologie při kvazistatických a dynamických podmínkách zatěžování a prakticky navrhnout metodiku tvorby modelu mechanického chování vybraného materiálu pro dynamické podmínky zatěžování s využitím Hopkinsonova tahového testu. Předložená práce obsahuje přehled a rozbor jednotlivých experimentálních zkušebních metod s vlivem rychlosti deformace z hlediska rozsahu jejich vhodnosti, rozbor mechanismu plastické deformace, přehled výpočtových modelů mechanického chování materiálů využívaných pro technologickou praxi a vyhodnocení mechanického chování korozivzdorné oceli dle ČSN 41 7348 z hlediska plošné tvařitelnosti vč. hodnocení mikrostruktury, fraktografické analýzy lomové plochy a zhodnocení výsledků z měření magnetických vlastností oceli po dynamickém zatížení.

## KLÍČOVÁ SLOVA

Plošná tvařitelnost, rychlosti deformace, Hopkinsonův tahový test, korozivzdorné austenitické oceli, měření feromagnetismu, materiálové modely.

## SUMMARY

KUDLÁČOVÁ Barbora: Dynamic models of material in metal forming

The aim of the Diploma Thesis is to discuss the creation of material models for the forming technology in quasi-static and dynamic loading conditions and to practically propose a methodology of modeling the mechanical behavior of the selected material for dynamic load conditions using the Split Hopkinson Tensile Bar Test. The presented work contains an overview and analysis of individual experimental methods with the influence of the strain rate in terms of the extent of their suitability, the analysis of the plastic deformation mechanism, an overview of the mathematical mechanical behavior models for the materials used for technological practice and the evaluation of the mechanical behavior of stainless steel according to ČSN 41 7348 in terms of flat formability incl. evaluation of microstructure, fractographic analysis and evaluation of results from ferromagnetism measurement of steel after dynamic loading.

## KEYWORDS

Flat Formability, Strain Rates, Split Hopkinson Tensile Bar Test, Stainless Austenitic Steels, Ferromagnetism Measurement, Material Models.

## BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

KUDLÁČOVÁ, Barbora. *Dynamické materiálové modely ve tváření kovů a slitin*. Brno, 2017. 61 s., 8 příloh, 0 výkresů, CD. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce prof. Ing. Milan Forejt, CSc.

## **ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ**

Tímto prohlašuji, že předkládanou diplomovou práci jsem vypracovala samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího diplomové práce.

V ..... dne .....

.....

Bc. Barbora Kudláčová

## PODĚKOVÁNÍ

Na tomto místě bych ráda poděkovala především vedoucímu práce prof. Ing. Milanu Forejtovi, CSc. za obětavou spolupráci, motivaci, vstřícnost, cenné rady a podněty, které mi poskytl během řešení této práce a rovněž za neutuchající podporu a optimismus během experimentálního měření a jeho vyhodnocení.

Poděkování patří rovněž společnosti AM-Metal Kuřim a AQUADEM Brno za výrobu zkušebních vzorků, panu doc. RNDr. Liboru Mrňovi, Ph.D. za zhotovení vzorků se svarovým spojem, Ing. Lence Klakurkové, Ph.D. za provedení analýzy mikrostruktury a lomových ploch, Ing. Jiřímu Manovi, Ph.D. a Ing. Tomáši Bulínovi za umožnění feritoskopického měření, dále panu Vojtěchu Řiháčkovi za obětavou asistenci při experimentu, panu Bc. Matouši Cabalkovi za výpomoc při formátování předložené práce v sázecím softwaru  $\text{\LaTeX}$  a rovněž Ing. Kamilu Podanému, Ph.D. za poskytnutí výkladu o formálních náležitostech diplomových prací na FSI VUT v Brně ÚST Odboru technologie tváření kovů a plastů.

V poslední řadě patří velké poděkování mým rodičům, příteli a svým blízkým za motivaci, podporu a začlenění se do příprav a výsledků měření.

Bc. Barbora Kudláčová

# Obsah

Zadání	
Abstrakt	
Bibliografická citace	
Čestné prohlášení	
Poděkování	
Obsah	

## VYMEZENÍ CÍLŮ DIPLOMOVÉ PRÁCE

ÚVOD	11
<b>1 POJEDNÁNÍ O TVORBĚ MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO TVÁŘECÍ TECHNOLOGIE</b>	<b>13</b>
1.1 Rozbor zkušebních metod	
1.1.1 Kvazistatické podmínky zatěžování . . . . .	13
Tahová zkouška . . . . .	14
Pěchovací zkouška . . . . .	16
Zkoušky plošné lisovatelnosti . . . . .	18
1.1.2 Dynamické podmínky zatěžování . . . . .	20
Hopkinsonův kompresní test . . . . .	20
Hopkinsonův tahový test . . . . .	24
Taylorův test . . . . .	26
1.2 Rozbor mechanismu plastické deformace kovových materiálů	
1.2.1 Kvazistatické podmínky zatěžování . . . . .	31
1.2.2 Dynamické podmínky zatěžování . . . . .	32
Stabilní a nestabilní dynamická mez kluzu . . . . .	32
Vliv rychlosti deformace na mechanické vlastnosti materiálu . . . . .	33
Vliv rychlosti deformace na metalurgické vlastnosti materiálu . . . . .	34
Vliv rychlosti deformace na kritickou teplotu . . . . .	35
1.3 Rozbor modelů mechanického chování kovových materiálů	
1.3.1 Model dle závislosti napětí na deformaci . . . . .	37
1.3.2 Model dle závislosti napětí na rychlosti deformace . . . . .	38
1.3.3 Model dle závislosti napětí na deformaci a rychlosti deformace . . . . .	38
1.3.4 Model dle závislosti rychlosti deformace na teplotě . . . . .	39
1.3.5 Model dle závislosti napětí na deformaci, rychlosti deformace a teplotě .	39
Dle Johnson-Cook . . . . .	39
Dle Zerilliho-Armstronga . . . . .	40
Dle Meyerse model Mechanical Treshold Stress . . . . .	41

<b>2</b>	<b>NÁVRH METODIKY TVORBY MATERIÁLOVÝCH MODELŮ NA VYBRANÉM MATERIÁLU</b>	<b>43</b>
2.1	<b>Zkušební vzorky</b>	
2.1.1	Výběr materiálu zkušebních vzorků . . . . .	43
2.1.2	Výroba zkušebních vzorků a dokončovací operace . . . . .	45
2.2	<b>Analýza chování materiálu dle Hopkinsonova tahového testu</b>	
2.3	<b>Výstupní zkoušky vybraného materiálu</b>	
2.3.1	Analýza mikrostruktury . . . . .	51
2.3.2	Analýza lomové plochy . . . . .	54
2.3.3	Měření magnetických vlastností . . . . .	55
2.4	<b>Doporučení a rozšíření možností Hopkinsonova tahového testu</b>	
<b>3</b>	<b>TECHNICKO-EKONOMICKÉ HODNOCENÍ</b>	<b>59</b>
<b>4</b>	<b>ZÁVĚRY DIPLOMOVÉ PRÁCE</b>	<b>60</b>

Seznam použitých zdrojů

Seznam použitých symbolů

Seznam obrázků

Seznam tabulek

Seznam příloh



# VYMEZENÍ CÍLŮ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Dílčí cíle diplomové práce lze formulovat do následujících bodů:

- vypracovat literární studii se zaměřením na statické a dynamické zkušební testy a materiálové modely a zhodnotit současný stav výpočtových modelů mechanického chování materiálů,
- provést rozbor výpočtových modelů materiálů vzhledem k současným potřebám dynamických procesů tváření,
- navrhnout a na vybraném materiálu ověřit metodiku tvorby materiálového modelu s vlivem rychlosti deformace,
- zpracovat technické hodnocení ověřené metodiky,
- formulovat závěry a doporučení.

## Charakteristika problematiky úkolu:

Shrnutí současných materiálových modelů s vlivem základních parametrů, tj. deformace, teploty a rychlosti deformace. Posouzení jejich vhodnosti pro výpočtové modely ve tváření kovů a slitin. Rozbor zkušebních testů a rozsah jejich vhodnosti při tvorbě dynamických materiálových modelů, návrh a ověření metodiky tvorby materiálového modelu s vlivem rychlosti deformace na vybraném materiálu.

Nad rámec cílů diplomové práce bylo zpracováno:

- návrh a prvotní ověření využitelnosti metodiky tvorby materiálového modelu s vlivem rychlosti deformace na vybraném materiálu bez a se svarovým spojem,
- formulace závěrů a doporučení.

## Základní literární prameny:

1. MIELNIK, Edward M. *Metalworking science and Engineering*. New York: McGraw-Hill, 1991, 976 s. ISBN 0-07-041904-3.
2. MEYERS, Marc André. *Dynamic Behavior of Materials*. New York: John Wiley, 1994, 668 s. ISBN 0-471-58262-X.
3. FOREJT, Milan a Miroslav PÍŠKA. *Teorie obrábění, tváření a nástroje*. Vyd. 2. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2008, 226 s. ISBN 80-214-2374-9.

# Úvod [2], [3], [5], [14], [28], [29], [38], [43]

Pod pojmem terminální balistika rozumíme obor, který se zabývá rozmanitým studiem interakce letícího předmětu s překážkou při rázovém zatížení, které je podstatně vyšší než jsou pevnostní charakteristiky daného materiálu. Interakcí lze prakticky rozumět například účinky detonující výbušniny, ozáření materiálu laserem v pulzním režimu, některé tvářecí technologie a rovněž přírodní děje jako interakce krup se střešní krytinou či karosérií automobilu popř. dopad meteoritů a komet na Zemi anebo interakce projektilu s částí živého organismu.

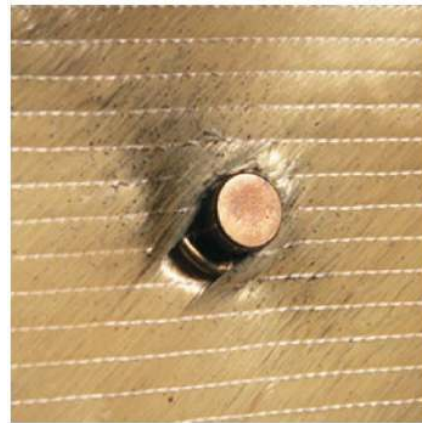
Při interakcích dochází k rychlému uvolnění energie při velmi krátké době trvání. Příklady interakcí s rozdílnými účinky jsou uvedeny na obr. 1 a 2. Chování materiálu při rázovém zatížení pak popisujeme jako odezvu na působení napěťového pulzu. V závislosti na dopadové rychlosti a materiálových vlastnostech letícího předmětu a překážky (terče) vznikají napěťové pulzy o různé velikosti přenášeného napětí, které vyvolávají různé změny vlastností zatěžovaného materiálu. Rozsah zkoumaných materiálů se rozšířil nejen na kovy, ale rovněž na řadu kompozitních a křehkých materiálů jako sklo, keramika, geologické materiály apod.

Obecně lze konstatovat, že neexistuje jednotná teorie odezvy materiálu na napěťové pulzy a rozeznáváme tři základní typy odezvy-elastická, hydrodynamická a pružně plastická odezva. Elastická odezva zahrnuje účinky vln napětí, při jejichž šíření dochází k vratným změnám struktury materiálu a souvisí s aplikacemi v oblasti nedestruktivních zkoušek, seizmologie, lékařství apod. Hydrodynamická odezva zahrnuje účinek natolik intenzivních rázů, že reálnou strukturu materiálu lze nahradit představou tekutiny. Tato teorie je využívána v technologické praxi při tváření explozí a výbušninami zejména při přeplátování plechů nadměrných rozměrů vyrobených z hůře tvařitelného materiálu. Mezi mezním případem elastické a hydrodynamické odezvy existují rázová zatížení, jejichž účinky vyvolávají pružně plastickou odezvu. Tento typ odezvy je výrazně závislý na typu materiálu, přičemž teorie není doposud plně zvládnuta z důvodu především značné rozmanitosti strukturních změn a jejich závislosti na parametrech zatěžování.

Pružně plastický typ odezvy je klíčový pro popis chování materiálu při dynamických podmínkách zatěžování, jež jsou probrány v průběhu předložené diplomové práce. Účinky odezvy je možné získat na základě experimentálních zkušebních metod pomocí Hopkinsonova kompresního či tahového testu popř. Taylorova testu, jež jsou k dispozici na Ústavu strojírenské technologie Odboru tváření kovů a plastů. V průběhu vývoje oboru terminální balistiky došlo v první řadě ke zpracování řady experimentálních údajů ve formě empirických vztahů popisujících modely chování materiálů při rázovém zatížení. V případě, že si zvolíme materiálový model, který



Obr. 1: Kráter po nárazu meteoritu [29].



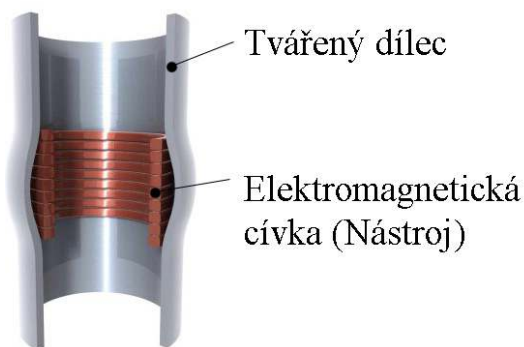
Obr. 2: Penetrace střely v textilií při balistické expertize [3].

zahrnuje veškeré podstatné charakteristiky, musíme zpravidla použít numerické metody. V rámci prohlubování poznatků o této problematice se ukázalo, že oblast terminální balistiky obsahuje značný počet informací, které jsou publikovány v různých zdrojích, ale často nejsou příliš dostupné.

Příklady dílů vyrobených technologií tváření při vyšších rychlostech deformace jsou uvedeny na obr. 3. Při plošném tváření v automobilovém průmyslu je nezbytně nutné vyšetřit komplexní mechanické chování tvářeného materiálu, které nelze pochopitelně popsat jedním parametrem a pro vyhodnocení chování je nezbytné aplikovat vhodnou experimentální metodu. Typickým jevem při tváření plechů je vznik krčku a poškození materiálu zejména v oblasti zaoblení a tvarových přechodů součástí, což lze vysvětlit jako jeden z projevů proměnné rychlosti deformace pohybující se např. v řádech stovek  $s^{-1}$ . Velikost rychlosti deformace narůstá v uvedených kritických místech tvářeného dílu. Prakticky lze tyto nežádoucí vlivy eliminovat zvětšením zaoblení tvářecího nástroje popř. zavedením brzdících lišt anebo vyztužením dílu pomocí prolisů. Produktivita a efektivita výroby spočívá ve volbě minimální tloušťky plechu při zhotovení dílce s požadovanou tuhostí v nejkratším výrobním čase. Na obr. 4 a 5 lze pozorovat dílce vyrobené metodou elektromagnetického impulzního tváření, jež se řadí mezi metody pracující s chováním materiálu při vysokých rychlostech deformace v řádech desetitisíců až statisíců  $s^{-1}$ . Extrémní rychlosti podmínky nad rychlostí deformace  $\dot{\phi} = 10^7 s^{-1}$  je dosaženo při technologiích vysokotlakého explozivního tváření za použití trhavin či třaskavin.



Obr. 3: Aplikace plošného tváření v automobilovém průmyslu [2].



Obr. 4: Základní princip elektromagnetického tváření s účinkem vysokých rychlostí deformace tvářeného materiálu [43].



Obr. 5: Aplikace elektromagnetického tváření pro výrobu dílů z hliníkových slitin [28].

# 1 POJEDNÁNÍ O TVORBĚ MATERIÁLOVÝCH MODELŮ PRO TVÁŘECÍ TECHNOLOGIE

Následující kapitola slouží k přiblížení problematiky a shrnutí současného stavu poznání tvorby materiálových modelů z hlediska tvářecích technologií. Tvorba materiálové modelu sestává z volby a vyhodnocení vhodné experimentální zkušební metody při nastavení podmínek blízkým provozním podmínkám. K vyhodnocení výsledků získaných na základě zkoušky je nutné přistupovat s ohledem na typ mechanismu plastické deformace a model mechanického chování daného materiálu je sestaven na základě volby vhodné konstitutivní rovnice a jejich parametrů. Model popisující komplexní mechanické chování materiálu při daném tvářecím procesu je vstupem do simulačního prostředí.

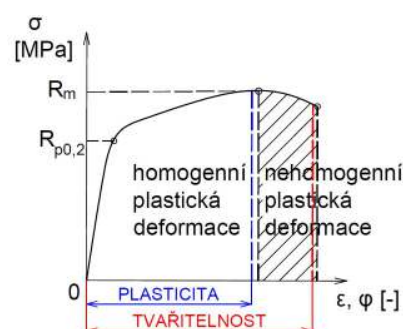
## 1.1 Rozbor zkušebních metod

Experimentální zkušební metody a jejich vyhodnocení je nejdůvěryhodnější přístup, jak předpovědět vznik defektu daného materiálu, neboť cílem každého výrobního procesu je vyrobit součást bez defektů a známek porušení soudržnosti se snahou dosáhnout nejvyšší produktivity výroby. Před zavedením určitého výrobního procesu nejsou vždy striktně stanoveny hranice únosnosti materiálu anebo je nutné únosnost vyřešit z hlediska jiných procesních parametrů, než jsou znány. Cílem většiny zkušebních metod je vyvolat vznik porušení v materiálu vzorku, naopak cílem technologie tváření je trvale měnit tvar bez porušení tvářeného tělesa vyjma technologie stříhání. Pro správné řešení problematiky a reprodukovatelnosti zjištěných výsledků na základě zkušebních metod je nutné zvolit podmínky zatěžování odpovídající danému procesu tváření, který analyzujeme. Hlavním a prvotním předpokladem správnosti je predikce, zda proces probíhá při kvazistatických či dynamických podmínkách zatěžování a od toho se již odvíjí volba vhodné zkušební metody, přístup jejího vyhodnocení a nastavení vhodných termomechanických podmínek. Ve většině případů technologické praxe lze rozhodnout o podmínkách zatěžování bez váhání, někdy ovšem rozhodnutí není jednoznačné a je nutné jej předem náležitě zvážit, než se pustíme do řešení, které vyžaduje značnou finanční a časovou náročnost.

### 1.1.1 Kvazistatické podmínky zatěžování [8], [12], [13], [31], [36], [40], [41]

Pojem plasticita a technologická tvařitelnost materiálu vykazují rozdílné definice (viz obr. 6), které jsou často využívány v technologické praxi a slouží k vyhodnocení chování materiálu za daných termomechanických podmínek zatěžování.

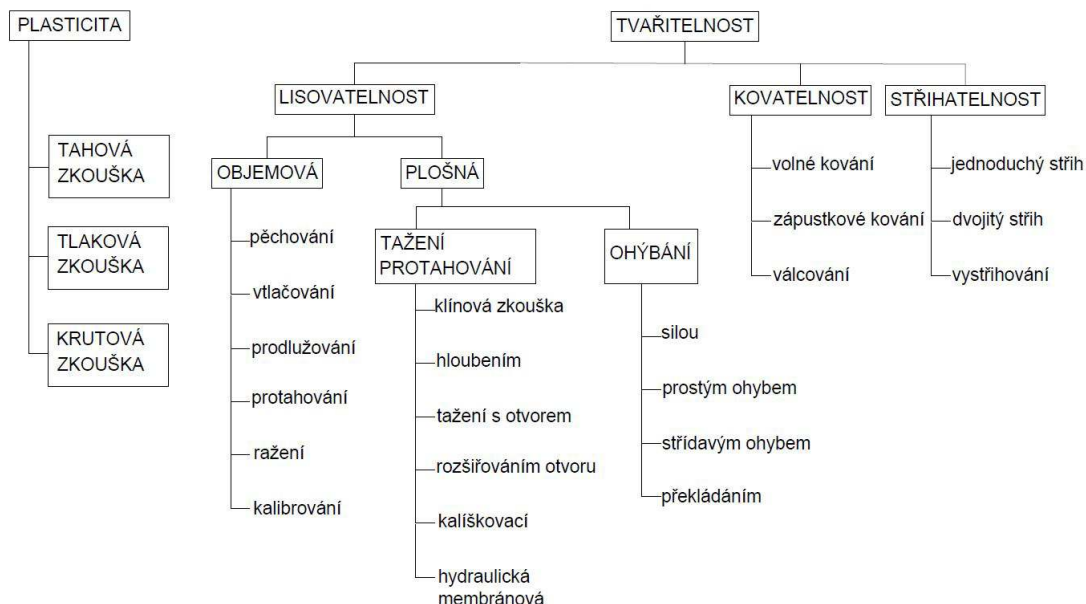
Plasticita je definována jako deformační schopnost materiálu posuzovaná v oblasti homogenní plastické deformace těsně do okamžiku ztráty plastické stability (viz obr. 6) a lze ji vyhodnotit na základě základních zkoušek plasticity-tahová, tlaková a krutová (viz obr. 7). Na základě těchto zkoušek jsou vyhodnoceny ukazatele plasticity do meze pevnosti  $R_m$  např. poměr  $\frac{R_e}{R_m}$ , skutečná deformace na mezi pevnosti  $\varphi_m$ , exponent deformačního zpevnění  $n$ , ukazatele plasticity pro plošné tváření aj.



Obr. 6: Pracovní diagram s rozlišením oblasti pojmu plasticity a tvařitelnosti [36].



Naopak pojem technologická tvařitelnost vyjadřuje deformační schopnost materiálu posuzovanou do oblasti nehomogenní plastické deformace těsně do okamžiku porušení vzorku trhlinou či lomem (viz obr. 6). Pro její vyhodnocení slouží tzv. napodobující zkoušky, které na rozdíl od základních zkoušek mají za cíl stanovit přesnější ukazatele (např. tažnost  $A$ , kontrakci  $Z$  aj.) a provádí se v termomechanických podmínkách blízkým dané tvářecí technologii. Mezi napodobující zkoušky tvařitelnosti patří např. lisovatelnost, kovatelnost či stříhatelnost (viz obr. 7).



Obr. 7: Rozdělení zkoušek plasticity a tvařitelnosti při kvazistatických podmínkách zatěžování [12].

Pojem plasticita se týká materiálových a technologických faktorů tj. teploty procesu, velikosti a rychlosti deformace a technologická tvařitelnost figuruje navíc s tribologií, geometrií nástroje a napětově-deformačním stavem v deformační zóně. Zkušební metody při kvazistatických podmínkách zatěžování slouží k úplnému vyhodnocení dějů probíhajících za kvazistatických podmínek a částečnému vyhodnocení dějů probíhajících při dynamických podmínkách, neboť poskytují vstupní informace o chování materiálu.

### Tahová zkouška [8], [12], [31], [40]

Tahová zkouška materiálu vzorku slouží pro posouzení plasticity materiálu a představuje nejdůležitější základní materiálový rozbor z hlediska kvazistatických podmínek zatěžování. Tahová zkouška podléhá normě ČSN EN ISO 6892-1, kde jsou stanoveny veškeré podmínky a vlastnosti průběhu zkoušky.

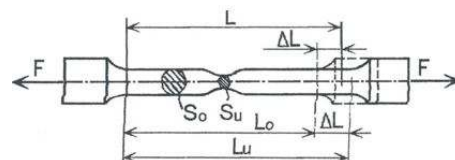
Zkouška spočívá v pevném upnutí zkušebního válcového vzorku do kleští hydraulického trhačského zařízení, které umožňuje deformaci vzorku tahovým zatížením obvykle do okamžiku porušení vzorku trhlinou popř. lomem. Zkouška se obvykle provádí při okolní teplotě v rozmezí od  $10^{\circ}\text{C}$  do  $35^{\circ}\text{C}$  rychlostí zatěžování v rozsahu  $2 \div 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ . Nezbytným vybavením trhačského stroje pro měření tahové zkoušky je délkový snímač polohy příčnicku, snímač síly a snímač prodloužení zkušební vzorku.

V technologické praxi je tahová zkouška nutná pro základní predikci, zdali je materiál vzorku dobře tvařitelný. Míru tvařitelnosti ukazuje poměr charakteristik meze kluzu a meze pevnosti získaných z pracovního diagramu pro materiál vzorku. Kovy s mimořádně dobrou plasticitou mají

poměr  $\frac{R_e}{R_m} \leq 0,62$ . Pro analýzu jakéhokoli technologického procesu následují za tahovou zkouškou technologické zkoušky tvařitelnosti, které se na rozdíl od prostého tahu svými podmínkami podobají přímo skutečnému tvářecímu procesu.

Válcový vzorek o příčném průřezu  $S_0$  a délce  $L_0$  je prodlužován silou  $F$  o hodnotu  $\Delta L$ , do okamžiku meze pevnosti materiálu vykazuje vzorek válcový tvar při jednoosé napjatosti v bodě tělesa, od meze pevnosti nastává nehomogenní plastická deformace vyznačující se tvorbou krčku o velikosti příčného průřezu  $S_u$  a délce vzorku  $L_u$  (viz obr. 8).

Vstupní veličiny, jež slouží k vyhodnocení tahové zkoušky, jsou shrnuty v tab. 1.1 společně s výstupními veličinami. Celkový postup vyhodnocení tahové zkoušky je součástí přílohy 1.

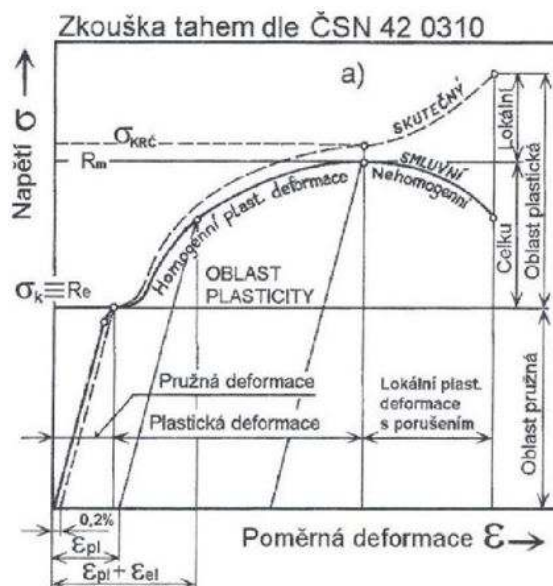


Obr. 8: Zkušební vzorek při tahové zkoušce s prodloužením v oblasti nehomogenní plastické deformace [12, 31].

Tab. 1.1: Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení tahové zkoušky.

Název vstupní veličiny	Znak	Název výstupní veličiny	Znak
Průběh tahové síly na dráze pístu	$F=F(\Delta L)$	Pracovní diagram	$\sigma = \sigma(\varepsilon)$
Průběh prodloužení vzorku v čase	$L=L(t)$	Charakteristiky pevnosti	$R_e, R_m$
Změřená počáteční geometrie vzorku	$L_0, S_0$	Charakteristiky plasticity	$A, Z$
Změřená konečná geometrie vzorku	$L_u, S_u$	Charakteristiky deformace	$\varepsilon, \varphi$
		Charakteristiky rychlosti deformace	$\dot{\varphi}$
		Ukazatele plasticity pro plošné tváření	$r_i, r_s$
		Náchylnost materiálu na stárnutí	$\Delta\sigma_A$

Pracovní diagram (viz obr. 9) je stanoven na základě smluvních charakteristik, tzn. všechny hodnoty diagramu jsou vztaženy k původnímu průřezu  $S_0$  zkušební vzorku. Skutečný průběh napětí znázorněný na obr. 9 čárkovanou čarou leží za jakýchkoli okolností nad smluvní křivkou, neboť průřez vzorku se ve skutečnosti zmenšuje, což ve jmenovateli zlomku pro výpočet přetvoření  $\varepsilon$  znamená růst této hodnoty. Výrazný rozdíl v průběhu skutečné křivky od smluvní lze pozorovat pochoptitelně od meze pevnosti v oblasti nehomogenních plastických deformací, jež jsou doprovázeny vznikem lokálního krčku.



Obr. 9: Pracovní diagram tahové zkoušky dle normy ČSN EN ISO 6892-1 [8, 12].

Pracovní diagram (viz obr. 9) čili závislost  $\sigma = \sigma(\varepsilon)$  je stanovena na základě následujících vztahů:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} [MPa] \quad (1.1)$$

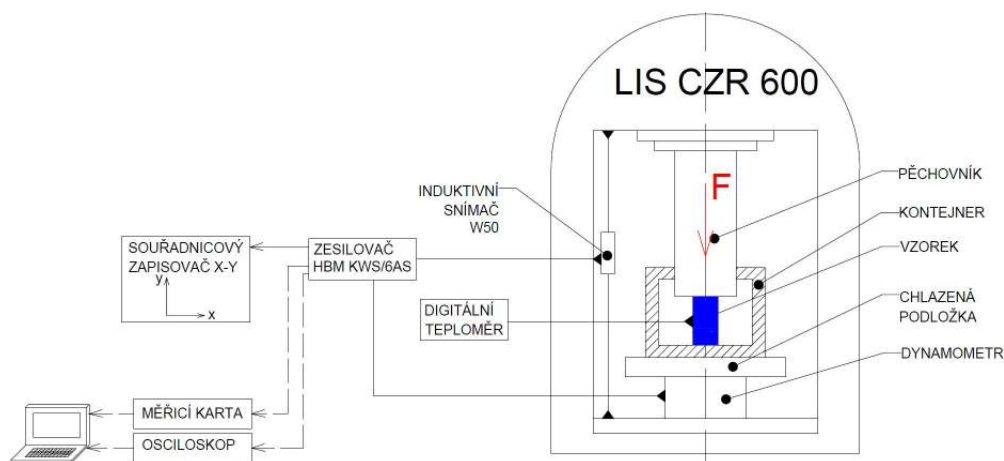
kde  $\sigma$  značí smluvní napětí,  $F [N]$  měřenou tahovou sílu a  $S_0 [mm^2]$  původní průřez vzorku.

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} [-] \quad (1.2)$$

kde  $\varepsilon$  značí smluvní poměrné přetvoření,  $L [mm]$  okamžitou délku vzorku a  $L_0 [mm]$  původní délku vzorku.

### Pěchovací zkouška [12], [13], [36], [40]

Pro vyhodnocení objemové tvařitelnosti materiálu je obvykle aplikován některý z případů pěchovací zkoušky. Tyto zkoušky nejsou doposud normalizovány, slouží ovšem ke zjišťování důležitých charakteristik materiálů z hlediska jeho chování ve tvářecích procesech. Výsledkem zkoušek je křivka přetvárných odporů, čili závislost  $\sigma_d = \sigma_d(\varphi)$  a dále křivky závislosti  $A_\gamma = A_\gamma(\varphi)$  a  $\dot{\varphi} = \dot{\varphi}(\varphi)$ . Existuje několik variant pěchovací zkoušky a liší se zejména geometrií vzorků, které jsou opatřeny příčným či podélným vrubem umožňující zásadní snížení časové náročnosti iniciace trhliny a s tím související snížení tvářecí síly. V důsledku vrubu, působícího jako koncentrátor napětí, dochází k řízenému způsobu snížení časového průběhu porušení vzorku, avšak na úkor změny napětově-deformačního stavu a snížení faktoru soudečkovitosti. Křivka přetvárného odporu pro upravený vzorek má hladší průběh a leží pod křivkou vzorku s neupravenou geometrií. Pěchovací zkoušky lze považovat za poměrně snadno vyhodnotitelné a lze je provádět rovněž na starších hydraulických lisech s příslušným vybavením pro snímání dráhy a síly beranu, času a teploty procesu pěchování. Zkoušky probíhají na základě termomechanických podmínek blízkým danému tvářecímu procesu za studena, částečného ohřevu i za tepla, vždy však při kvazistatických podmínkách zatěžování, čili rychlost deformace materiálu vzorku je natolik malá, že neovlivňuje proces tváření a lze ji při vyhodnocení zanedbat. Organizace CIRP-F vypracovala podmínky technologických zkoušek a ověřovala je na 25 pracovištích v Evropě, Japonsku a USA a součástí podkladů zkoušek byly výzkumy významných světových odborníků v oboru tvařitelnosti kovů.



Obr. 10: Schéma zařízení pro pěchovací zkoušku v laboratorních prostorách ÚST FSI.

Vzorek je vložen do speciálního kontejneru a vertikálním posuvem beranu dle schématu na obr. 10 dochází k přenosu tvářecí tlakové síly z pýchovníku na vzorek, u kterého nastává proces plastické deformace. Dráha pýchovníku je měřena na základě induktivního snímače a průběh tlakové síly je snímán pomocí dynamometru umístěným pod kontejnerem. Dynamometr je od kontejneru oddělen chlazenou podložkou pro zamezení poškození dynamometru, kontejner slouží k udržení teploty vzorku po celou dobu pýchovací zkoušky, jež je měřena digitálním teploměrem. Záznam průběhu síly po dráze pýchovníku je přenesen dle obr. 10 přes zesilovač na analogový souřadnicový zapisovač popř. do počítače přes digitální měřicí kartu nebo osciloskop. Souřadnicový zapisovač poskytuje názornou představu o průběhu síly na dráze prostřednictvím plotru a tužky, ovšem zpracování záznamu z milimetrového papíru není dostatečně efektivní. Pro snadnější zpracování dat přímo z počítače slouží měřicí karta popř. osciloskop. Měřicí karta působí na rozdíl od osciloskopu jako jednoúčelové zařízení pro měření pouze jediné veličiny vhodné pro sériovou či hromadnou výrobu. Z tohoto důvodu se v laboratořích nejvíce vyskytuje univerzální měření jakékoli veličiny v libovolném rozsahu pomocí osciloskopů.

Při procesu pýchování je vzorek deformován z válcového na soudečkovitý tvar dle obr. 11 a nastává 3D napjatost a 3D přetvoření v bodě tělesa v důsledku působících třecích sil v kontaktu čela pýchovníku a vzorku. Tyto síly způsobují brzdění toku materiálu na čelech vzorku. Pro snížení soudečkování vzorku lze zvolit vhodné mazivo, avšak je nutné zvážit, zda-li se neporuší předpoklad napodobení zkoušky reálnému tvářecímu procesu. Pro výpočet  $\sigma_p$  při 1D napjatosti v bodě tělesa lze využít model výpočtu dle autorů Siebela a Unksova.

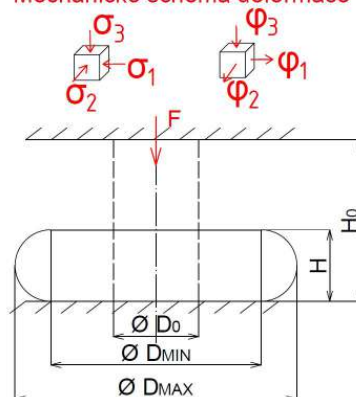
Vstupní veličiny, jež slouží k vyhodnocení pýchovací zkoušky, jsou shrnuty v tab. 1.2 společně s výstupními veličinami. Celkový postup vyhodnocení pýchovací zkoušky je součástí přílohy 2. Na obr. 12 lze pozorovat průběhy křivek, které vznikly po vyhodnocení pýchovací zkoušky pro daný materiál a termomechanické vlastnosti.

Tab. 1.2: Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení pýchovací zkoušky.

Název vstupní veličiny	Znak	Název výstupní veličiny	Znak
Průběh pýchovací síly na dráze pýchovníku	$F=F(\Delta L)$	Charakteristiky deformace	$\varepsilon, \varphi$
Změřená počáteční geometrie vzorku	$H_0, D_0$	Závislost přetvárného odporu	$\sigma_d = \sigma_d(\varphi)$
Průběh geometrie vzorku	$H, D_{min}$	Průběh měrné přetvárné práce	$A_\gamma = A_\gamma(\varphi)$
		Charakteristiky rychlosti deformace	$\dot{\varphi}, \dot{\varphi}_{str}$
		Závislost rychlosti deformace na deformaci	$\dot{\varphi} = \dot{\varphi}(\varphi)$

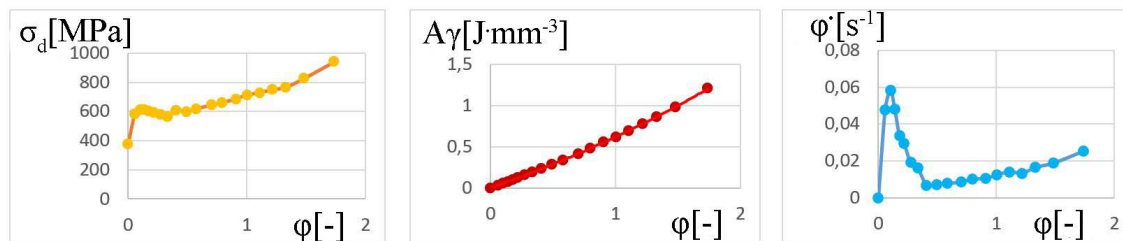
Na základě různých technologických zkoušek pro objemové popř. plošné tváření lze konstruovat tzv. limitní diagram FLD mezní tvařitelnosti pro řadu vhodných geometrických úprav vzorku či nástroje. Diagram vyjadřuje křivku mezní tvařitelnosti, která odpovídá mezní kritické hodnotě přetvoření při vzniku tvárného lomu a poskytuje informaci o zásobě tvařitelnosti daného materiálu. Většina naměřených hodnot z technologických zkoušek lze aproximovat mezní přímkou, avšak existují FLD diagramy s náročnější aproximací pomocí křivek a jsou známy pod pojmem křivky Keeler-Goodwinova typu.

Mechanické schéma deformace



Obr. 11: Geometrický model vzorku před a po deformaci pro pýchovací zkoušku [12].





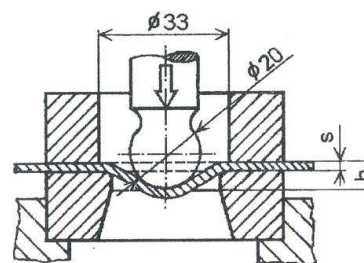
Obr. 12: Křivky  $\sigma_d = \sigma_d(\varphi)$ ,  $A_\gamma = A_\gamma(\varphi)$  a  $\dot{\varphi} = \dot{\varphi}(\varphi)$  z pěchovací zkoušky materiálu 15230.3 při teplotě 400 °C.

### Zkoušky plošné lisovatelnosti [12], [41]

Plošná lisovatelnost není jako pojem definována v normách ČSN, avšak např. pojem hlubokotažnost plechů je v technologické praxi zakotven a velmi často využíván. Hodnocení plošné lisovatelnosti daného materiálu lze posoudit na základě následujících technologických zkoušek, které rozšiřují charakteristiky materiálu získané na základě tahové zkoušky (anizotropie, exponent deformačního zpevnění, sklon k deformačnímu stárnutí apod.). Tyto zkoušky jsou prováděny stejně jako tahová a pěchovací zkouška při kvazistatických podmínkách zatížení.

#### • Zkouška hloubení dle Erichsona

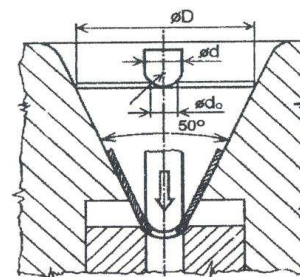
Zkouškou hloubení dle Erichsona, jehož princip je schematicky zachycen na obr. 13, posuzujeme hloubku vtlačení  $h$  sférického konce pěchovníku v okamžiku porušení materiálu plechu podélnou trhlinou.



Obr. 13: Zkouška hloubení dle Erichsona, ČSN 42 0407 [12].

#### • Zkouška tažení dle Fukuiho

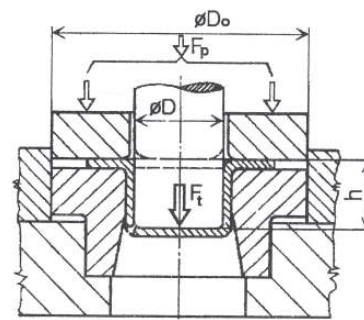
Zkouška tažení dle Fukuiho je založena na tažení kruhového rondelu s vyvrtaným otvorem v kuželové tažnici, jak znázorňuje obr. 14. Rondel je tažen do okamžiku porušení trhlinou v oblasti okraje otvoru a posuzuje se kritérium  $m = \frac{D_1}{D}$  při podmínce  $D = 6 \cdot d_0$  a  $d = 2 \cdot d_0$ .



Obr. 14: Zkouška tažení s otvorem dle Fukuiho [12].

#### • Zkouška kalíškovací s přidržovačem

Zkouška kalíškovací slouží ke stanovení minimální hodnoty součinitele tažení  $m = \frac{D}{D_{0max}}$ , kde  $D_{0max}$  značí maximální počáteční průměr rondelu, který je možné vytáhnout bez známek porušení trhlinou. Schéma principu zkoušky lze sledovat z obr. 15. V první fázi dochází k vystřížení rondelu, ve druhé probíhá tažení s přidržovačem až do překročení maximální tažné síly a poslední fází je utržení dna výtažku. Tyto tři fáze probíhají na jeden zdvih beranu lisu.



Obr. 15: Zkouška kalíškovací [12].

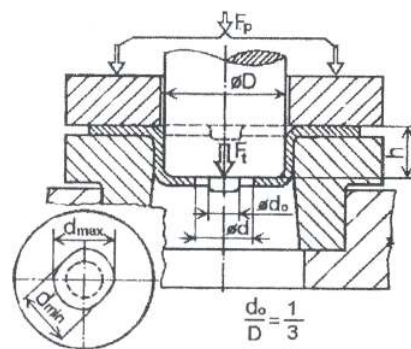
Hlubokotažnost je posuzována na základě hodnoty následujícího výrazu, přičemž hlubokotažné plechy vykazují minimálně 40 %:

$$T = \frac{F_{tmax} - F_{utrzeni}}{F_{tmax}} \cdot 100 [\%] \quad (1.3)$$

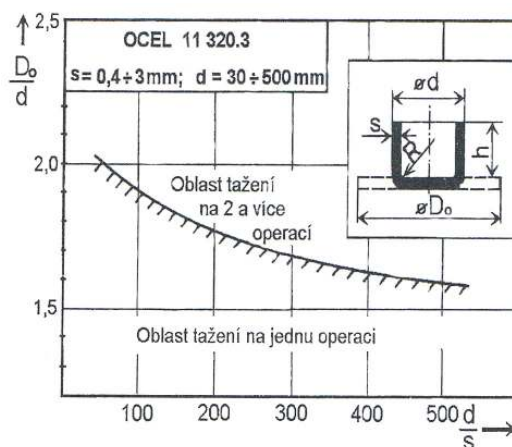
kde  $T$  značí hlubokotažnost materiálu rondelu,  $F_{tmax}$  [N] maximální tažnou sílu a  $F_{utrzeni}$  [N] sílu na utržení dna výtažku.

#### • Zkouška rozšiřováním otvoru dle Siebela a Pompa

Zkouška rozšiřováním otvoru je založena na tažení kalíšku s otvorem ve dnu s použitím přidržovací síly (viz obr. 16), rozšiřování probíhá opět až do okamžiku porušení materiálu trhlinou v oblasti okraje otvoru. Pro posouzení technologické tvařitelnosti plechu pro hluboké tažení se využívá diagramů mezních stupňů tažení, které současně s tahovými a výše jmenovanými technologickými zkouškami poskytují souhrnné informace o hlubokotažnosti materiálu plechu v závislosti na konkrétní technologii tváření. Například diagram na obr. 17 uvádí oblast tažení výtažku na dvě popř. pouze jednu operaci pro daný materiál při hlubokém tažení rotačně symetrických nádob za použití přidržovače.



Obr. 16: Zkouška rozšiřováním otvoru [12].



Obr. 17: Diagram mezní technologické tvařitelnosti pro daný materiál při hlubokém tažení rotačně symetrických nádob s přidržovačem [12, 41].

### 1.1.2 Dynamické podmínky zatěžování [1], [9], [10], [13], [14], [15], [17], [19], [22], [23], [26], [30], [33], [34], [37], [38], [39], [40], [44]

Při silovém zatížení materiálu hrají zásadní roli následující faktory tj. rychlost deformace, teplota, velikost deformace, strukturní změny. Ovšem mezi faktory, jež bývají při kvazistatických podmínkách zanedbány a v důsledku nich je nutné přistupovat k problematice kvazistatického a dynamického zatížení odlišným způsobem, patří šíření napěťových vln a vliv setrvačných sil. Tyto faktory jsou příčinou, že chování totožného materiálu za kvazistatických a dynamických podmínek vykazuje zásadní odlišnosti, jedná se zejména o odlišnost v pevnostních charakteristikách materiálu jako meze kluzu  $R_e$  a meze pevnosti  $R_m$  (více viz kapitola od str. 31).

Přehled experimentálních zkušebních metod při dynamických a kvazistatických podmínkách zatěžování je obsažen v tab. 1.3, přičemž při rychlosti deformace  $\dot{\phi} \in \langle 10^1; 10^7 \rangle$  jsou testy dynamické a přibližně při  $\dot{\phi} \in \langle 10^{-5}; 10^1 \rangle$  testy kvazistatické. Zařízení pro Taylorův a Hopkinsonův test je mj. k dispozici na FSI VUT v Brně, Odboru tváření kovů a plastů v Laboratoři vysokých rychlostí deformace.

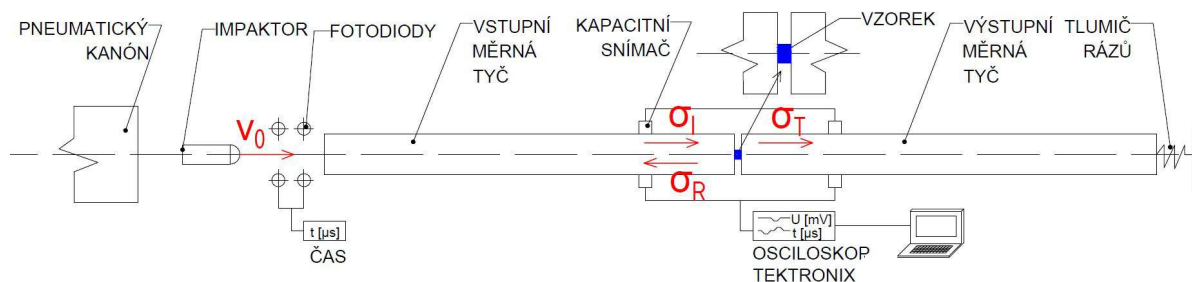
Tab. 1.3: Orientační rozdělení zkušebních metod a tvářecích technologií dle rychlosti deformace [9, 30, 40].

Druh zatížení	Rychlost deformace $\dot{\phi} [s^{-1}]$	Testovací metoda	Tvářecí technologie/zařízení	Dynamické podmínky	Zanedbání setrvačných sil
Dynamické	$10^5 \div 10^7$	Kolmý dopad na desku	Impulzní metody Laser v pulzním režimu	Šíření rázové vlny	Nelze zanedbat
Dynamické	$10^3 \div 10^4$	Taylorův test Hopkinsonův test Expandující kroužek	Vysokorychlostní pneumatické buchary Tvářecí automaty	Šíření elastické a plastické vlny	Nelze zanedbat
Dynamické	$10^1 \div 10^3$	Vysokorychlostní zkušební stroje	Tvářecí automaty Buchary	Mechanická rezonance vzorku a stroje	Nelze zanedbat
Kvazistatické	$10^0 \div 10^1$	Hydraulické a servohydraulické zkušební stroje	Lisy klikové, vřetenové a hydraulické	Konstantní/proměnná rychlost deformace	Lze zanedbat
Kvazistatické	$10^{-5} \div 10^{-3}$	Konvenční testovací stroje Creepové testy	Hydraulické lisy Superplastické tváření	Viskoplastická odezva kovu	Lze zanedbat

#### Hopkinsonův kompresní test [9], [10], [13], [19], [22], [26], [34], [40]

Mezi měrnou vstupní a výstupní tyčí je vložen vzorek dle schématu na obr. 18. Impaktor vyrobený z totožného materiálu jako měrné tyče (MARAGING ocel Vasco Max 350) je urychlován pomocí expandujícího vzduchu v hlavní pneumatického kanónu na rázovou rychlost  $v_0$ . Aby došlo k plné přeměně kinetické energie impaktoru, je čelo impaktoru zakulacené a dochází k osovému bodovému nárazu na vstupní měrnou tyč. Tlak expandujícího vzduchu lze regulovat dobou komprese vzduchu v zásobníku kanónu. Rychlost nárazu impaktoru tzv. ústňová rychlost

je vypočtena z rovnoměrného pohybu impaktoru mezi dvěma fotodiodami vzdálenými 15 mm od sebe. Impaktor po nárazu do vstupní měrné tyče generuje elastickou tlakovou vlnu, která způsobí radiální roztahení vstupní měrné tyče o zaznamenané velikosti napětí  $U_I$  měřeného v mV pomocí kapacitních snímačů. Elastická vlna dále postupuje a rozděluje se dle teorie jednorozměrného šíření vlny na část vlny odražené do vstupní tyče o zaznamenané velikosti napětí  $U_R$  a část prošlé vzorkem a výstupní tyčí o velikosti napětí  $U_T$ <sup>1</sup>. Elastická vlna se šíří rychlostí zvuku v kovu (přibližně  $5\,000\text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ ), v průběhu času je měřena kapacitními snímači umístěnými na měrných tyčích a časově závisí na deformacích tyčí.



Obr. 18: Schéma zařízení pro Hopkinsonův kompresní test v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 13, 22, 40].

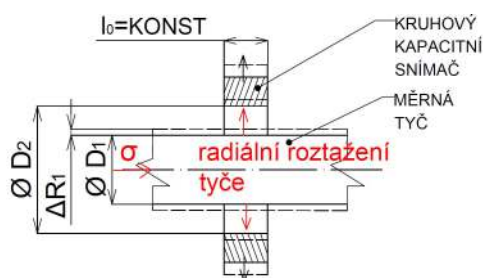
Napěťový signál je přenesen z kapacitních snímačů na digitální paměťový osciloskop TEKTRONIX, přičemž první kanál osciloskopu zaznamenává data vstupní měrné tyče a druhý kanál data výstupní tyče. Naměřená data lze přenést do počítače a vyhodnotit na základě programu Scope. Záznamem z osciloskopu při Hopkinsonově testu je časový průběh napětí  $U = U(t)$ , který slouží pro vyhodnocení křivek  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\epsilon)$ , které jsou nezbytné pro analýzu mechanického chování daného materiálu při dynamických podmínkách zatěžování. Křivky lze vyhodnotit na základě teoretických vztahů uvedených v příloze 3 za předpokladu jednorozměrného šíření elastické vlny v měrných tyčích, což odpovídá počátku homogenní plastické deformace vzorku.

Kapacitní snímače, jež jsou připojeny k digitálnímu paměťovému osciloskopu TEKTRONIX (viz obr. 18), zaznamenávají tři rázové radiální pulzy  $U_{I,R,T}$  v důsledku změny kapacity kondenzátoru, která je dosažena přiblížením resp. oddálením desek kondenzátoru při smršťování resp. roztahování radiálního rozměru měrných tyčí. Princip měření pomocí kapacitních snímačů lze názorně pochopit z obr. 19.

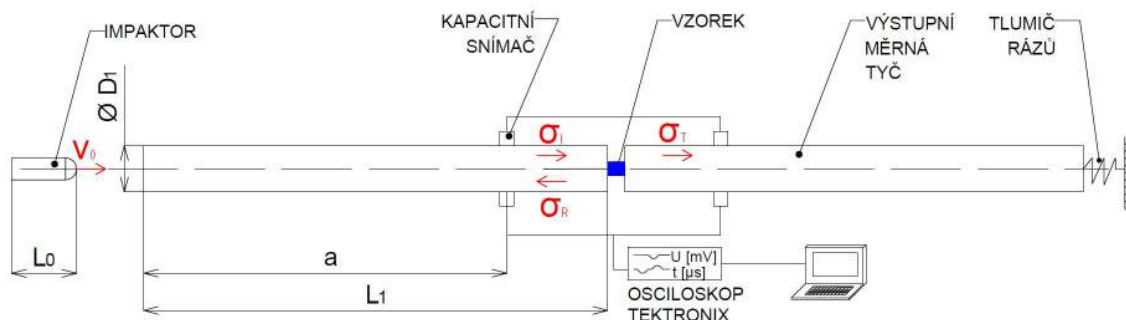
Vhodná poloha kapacitních snímačů má pro měření Hopkinsonova testu zásadní význam, neboť zajišťuje regulérnost záznamu. Při nevhodném umístění snímačů dochází k nežádoucímu jevu superpozice signálů, čili záznam nevykazuje průběh patrný z obr. 23, kde lze s přesností stanovit tři pulzy - zatěžující, prošlý a odražený. Ke správné separaci zatěžujícího pulzu bez nevhodných superpozicí je nutné splnit podmínku dle rovnice 1.4. Podmínku lze slovně vysvětlit na základě obr. 20 tak, že převislá délka konce tyče musí být větší než délka impaktoru  $L_0$ .

$$L_0 \leq (L_1 - a) \quad (1.4)$$

<sup>1</sup> Výrazy pro napětí  $U_{I,R,T}$  jsou převzaty z anglické literatury jako počáteční písmena výrazů Initial (zatěžující), Reflected (odražený), Transmitted (prošlý) [22].



Obr. 19: Princip měření napětí pomocí kapacitních snímačů při kompresním zatížení.



Obr. 20: Schéma polohy kapacitních snímačů pro Hopkinsonův kompresní test v laboratorních prostorách ÚST FSI [10, 40].

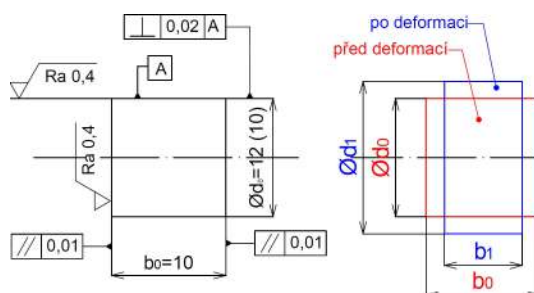
Pro správnost záznamu je dále nutné analyzovat délku doby napěťového pulzu. Maximální doba pulzu musí odpovídat podmínce dle rovnice 1.5 a minimální doba pulzu dle rovnice 1.6, přičemž doba napěťového pulzu  $T$  je přímo úměrná délce impaktoru  $L_0$ . Experimentálně ověřené délky impaktorů odpovídají 100 mm, 150 mm, 200 mm a 300 mm, které přibližně vyvolají délku doby napěťového pulzu od  $40 \mu m$  do  $120 \mu m$ . Nejčastěji je využit impaktor délky 150 mm, neboť vykazuje vhodnou kombinaci velikosti zatěžujícího napětí při dostatečně přesné a technicky zaznamenanatelné délce doby napěťového pulzu.

$$T_{max} \leq \frac{2 \cdot L_{0MAX}}{c_0} = \frac{2 \cdot (L_1 - a)}{c_0} \quad (1.5)$$

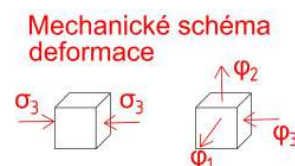
$$T_{min} \geq \frac{2 \cdot L_{0MIN}}{c_0} = \frac{2 \cdot \pi \cdot D_1}{c_0} \quad (1.6)$$

Vzorek tvaru válečku o průměru  $\phi d_0$  a délce  $b_0$  (viz obr. 21) je umístěn mezi měrné tyče kruhového průřezu a za předpokladu jednorozměrné teorie šíření vln je deformován opět na válec o průměru  $\phi d_1$  a délce  $b_1$ . Tento předpoklad je nesmírně důležité dodržet, neboť kompletní teoretické řešení je odvozeno právě na základě dané teorie. Prakticky to znamená, že vzorek po provedení testu musí vykazovat válcový tvar, nikoli známky soudečkovitosti. Dle teorie jednorozměrného šíření nastává napěťově-deformační stav 1D napjatosti a 3D přetvoření ve všech bodech tělesa dle mechanického schématu znázorněném na vyjmutém elementu z deformovaného vzorku (viz obr. 22).

Vstupní veličiny, jež slouží k vyhodnocení Hopkinsonova kompresního testu, jsou shrnuty v tab. 1.4 společně s výstupními veličinami. Celkový postup vyhodnocení Hopkinsonova testu je součástí přílohy 3.



Obr. 21: Geometrický model vzorku před a po deformaci Hopkinsonovým kompresním testem.



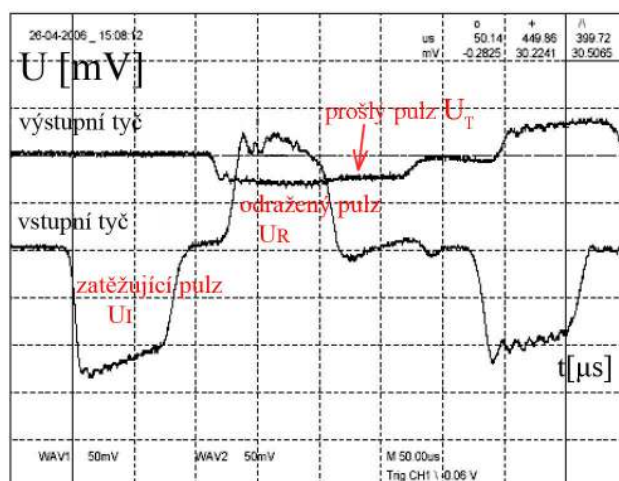
Obr. 22: Mechanické schéma napěťově-deformačního stavu pro Hopkinsonův kompresní test.



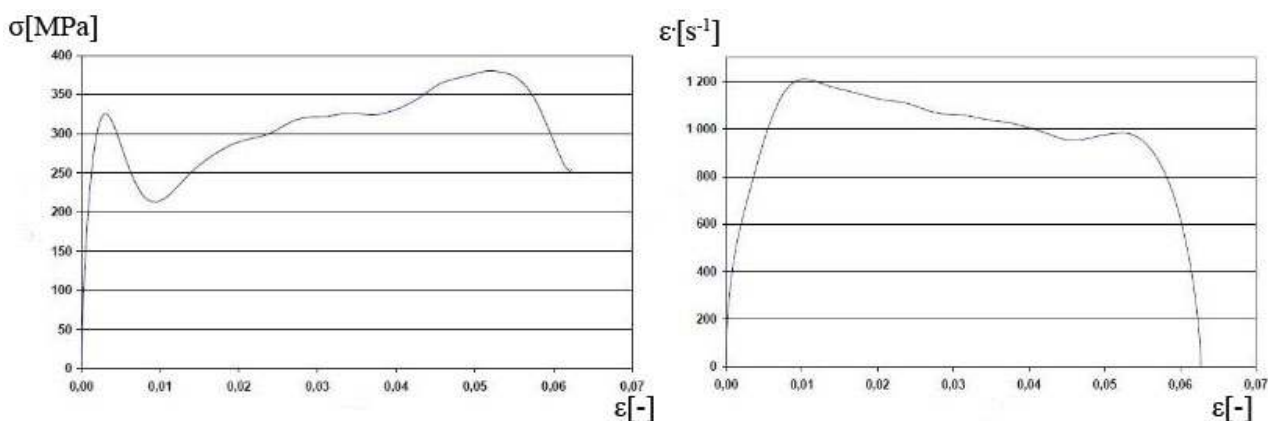
Tab. 1.4: Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení Hopkinsonova kompresního testu.

Název vstupní veličiny	Znak	Název výstupní veličiny	Znak
Počáteční geometrie vzorku	$b_0, d_0$	Průběh napětí v čase	$U = U(t)$
Konečná geometrie vzorku	$b_1, d_1$	Radiální napěťové pulzy	$U_{I,R,T}$
Veličiny související s geometrií	$R_1, R_2, l_0$	Axiální napěťové pulzy	$\sigma_{I,R,T}$
měrných tyčí a vlastnostmi	$U_0, c_p, c_{KO}$	Závislost napětí na deformaci	$\sigma = \sigma(\varepsilon)$
kapacitního snímače		Závislost rychlosti deformace na deformaci	$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$
Materiálové vlastnosti vzorku	$E, \mu$		
a měrné tyče			

Typický záznam z osciloskopu TEKTRONIX je zobrazen na obr. 23. Záznam je zpracován v programu Scope a doplněn o poznámky popisující jednotlivé napěťové pulzy  $U_{I,R,T}$  na jednotlivých měrných tyčích měřené kapacitními snímači v průběhu času. Na obr. 24 lze pozorovat průběhy křivek, které vznikly po vyhodnocení Hopkinsonova kompresního testu pro daný materiál a termomechanické vlastnosti.



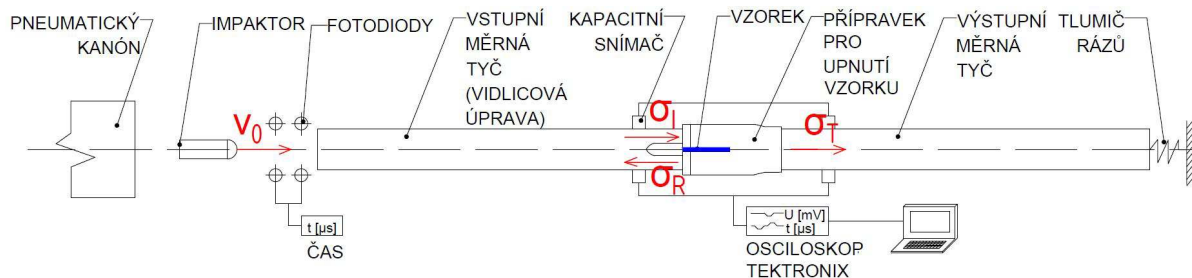
Obr. 23: Záznam napěťových pulzů pro Hopkinsonův kompresní test pro hliníkovou slitinu za teploty 500 C° [9, 22, 40].

Obr. 24: Křivky  $\sigma = \sigma(\varepsilon)$  a  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$  pro Hopkinsonův kompresní test pro hliníkovou slitinu za teploty 500 C° po matematické filtraci.

### Hopkinsonův tahový test [9], [17], [37], [40], [44]

Hopkinsonův tahový test se z hlediska uspořádání zkušebního zařízení z velké části podobá Hopkinsonovu kompresnímu testu. Zásadní rozdíl je v tom, že vzorek je uložen ve speciálním přípravku pro vyvození tahového napětí, který byl navržen a vyroben pro účely tahových dynamických testů na Fakultě strojního inženýrství v Brně na Ústavu strojírenské technologie Odboru technologie tváření kovů a plastů. V roce 2010 byl tento přípravek přijat Úřadem průmyslového vlastnictví ČR jako užitný vzor č. 21472. Zařízení pro Hopkinsonův test je umístěno v Laboratoři vysokých rychlostí deformace<sup>2</sup>.

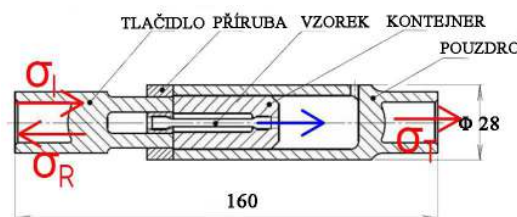
Analogicky jako při Hopkinsonově kompresním testu je impaktor urychlen v hlavní pneumatického kanónu (viz obr. 25) na rázovou rychlost  $v_0$ , po nárazu na čelo vstupní měrné tyče generuje elastickou tlakovou vlnu, jež je kapacitními snímači zaznamenána jako prvotní zatěžující napěťový pulz o velikosti  $U_I [mV]$  vedoucí na radiální rozšíření průměru vstupní tyče. Tento pulz je rozdělen dle teorie jednorozměrného šíření vln na část pulzu odraženého nazpět do vstupní tyče o velikosti napětí  $U_R$  a část prošlého vzorkem a výstupní tyčí o velikosti napětí  $U_T$ <sup>3</sup>. Tyto pulzy jsou v průběhu času snímány kapacitními snímači umístěnými na měrných tyčích.



Obr. 25: Schéma zařízení pro Hopkinsonův tahový test v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 40].

Signál z kapacitních snímačů je přenesen do paměťového digitálního osciloskopu TEKTRONIX a zpracován pomocí počítačového softwaru Scope. Výstupem vyhodnocení testu jsou analogicky křivky  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\epsilon)$ , z kterých je možné vyčíst základní informace o mechanickém chování daného materiálu při dynamických tahových podmínkách zatěžování.

Pro uložení válcových vzorků slouží přípravek k vyvození tahového napětí vzorku na obr. 26. Přípravek je tvořen trubkovým pouzdrem, jež má na jednom konci odnímatelnou přírubu. Odnímatelná příruha je opatřena otvory určenými pro průchod tlačidla a je konstrukčně upravena k upevnění jednoho konce vzorku. K upnutí druhého konce vzorku slouží válcový kontejner, jež je suvně uložen v pouzdře. Druhý konec pouzdra je upraven k připojení na konec výstupní tyče. Příruha a kontejner jsou opatřeny otvory s vnitřním závitem, do kterých je vzorek upnut.



Obr. 26: Přípravek k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test pro válcový vzorek v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 44].

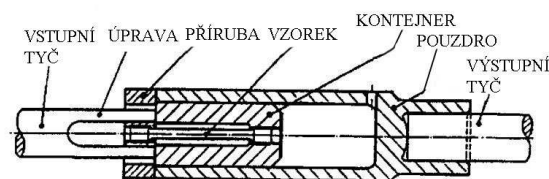
<sup>2</sup>Laboratoř byla zřízena v roce 1994 za podpory ÚFM AV České republiky, zařízení pro Hopkinsonův test lze považovat za ojedinělé a unikátní.

<sup>3</sup>Výrazy pro napětí  $U_{I,R,T}$  jsou převzaty z anglické literatury jako počáteční písmena výrazů Initial (zatěžující), Reflected (odražený), Transmitted (prošlý) [22].

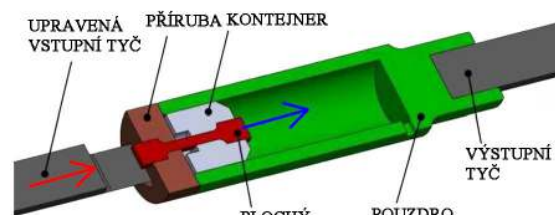
Válcový vzorek slouží k vyhodnocení objemové tvařitelnosti materiálu za dynamických podmínek zatěžování. Záznam pro daný přípravek není ideální, neboť tlačidlo působí jako mezivrstva mezi vstupní tyčí a vzorkem a napěťová vlna se na rozhraní tlačidla odráží a způsobí ovlivnění záznamu v části odraženého pulzu. Na základě toho byl vyvinut na ÚST přípravek bez tlačidla naznačený na obr. 27. Tlačidlo bylo nahrazeno vstupní tyčí upravenou tzv. vidlicovitými prsty pro vyvození tlakového napětí na kontejner.

Na obr. 28 lze sledovat konstrukční úpravu přípravku pro ploché vzorky využívaném při Hopkinsonových tahových testech v Laboratoři vysokých rychlostí deformace na FSI. Plochý vzorek slouží na rozdíl od vzorku válcového k vyhodnocení plošné tvařitelnosti materiálu za dynamických podmínek zatěžování. Podstata navrženého přípravku spočívá v tom, že v přírubě a v kontejneru je vytvořený obdélníkový otvor, který slouží k uložení a zafixování vzorku na zámek. Dno otvoru leží od společné osy příruby a kontejneru ve vzdálenosti rovné polovině tloušťky vzorku. K přenesení tahového namáhání vzorku slouží symetrická vybrání v kontejneru a v přírubě, jež slouží k upnutí konců vzorku. Správnost činnosti daného přípravku byla ověřena pomocí simulačního softwaru LS Dyna. Hlavním důvodem úpravy koncepce přípravku je výroba válcových vzorků, jež jsou na obou koncích opatřeny závitem. Náklady na výrobu válcového zkušebního vzorku vykazují vyšší technickou a finanční náročnost než vzorky ploché.

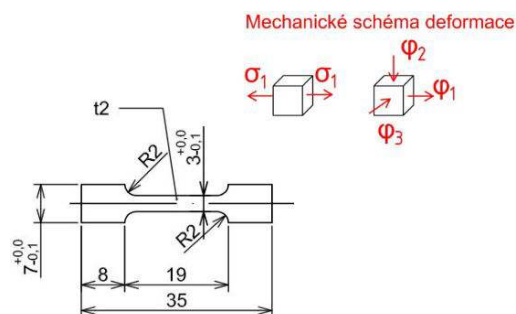
Plochý vzorek o rozměrech dle obr. 29 je umístěn do přípravku pro tahové dynamické zkoušky a za předpokladu jednorozměrné teorie šíření vln je deformován opět na plochý dle obr. 30. Tento předpoklad je nesmírně důležité dodržet, neboť analogicky jako při Hopkinsonově kompresním testu je kompletní teoretické řešení odvozeno právě na základě dané teorie. Prakticky to znamená, že vzorek po provedení testu musí vykazovat plochý tvar dle obr. 30, nikoli výrazné známky ztráty plastické stability vytvořením krčku. Dle teorie jednorozměrného šíření nastává napěťově-deformační stav 1D napjatosti a 3D přetvoření ve všech bodech tělesa.



Obr. 27: Přípravek bez tlačidla k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test v laboratorních prostorách ÚST FSI [44].



Obr. 28: Přípravek k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test pro plochý vzorek v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 44].



Obr. 29: Geometrie plochého vzorku pro Hopkinsonův tahový test [9].

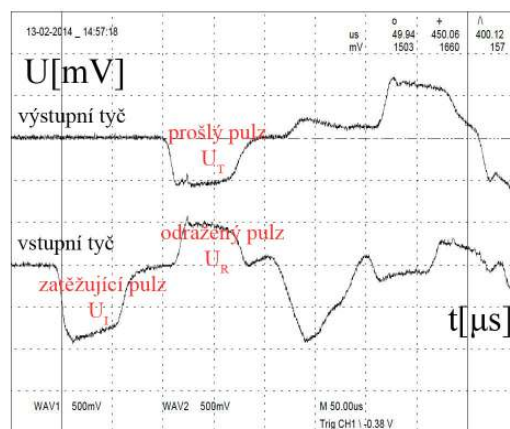


Obr. 30: Tvar vzorku před/po tahové deformaci při Hopkinsonově tahovém testu [9].



Typický záznam z osciloskopu TEKTRONIX pro Hopkinsonův tahový test lze pozorovat na obr. 31. Záznam je zpracován v programu Scope a doplněn o poznámky popisující jednotlivé napěťové pulzy na jednotlivých měrných tyčích měřené kapacitními snímači v průběhu času. Záznam je platný pro variantu tahového přípravku bez tlačidla a s vidlicovou úpravou vstupní měrné tyče, jak značí obr. 27 a 28. Průběh napěťových pulzů v čase se nyní shoduje s průběhem při měření Hopkinsonova kompresního testu (viz obr. 23). Nicméně při prvních pokusech měření se záznam lišil v průběhu odraženého pulzu, který v důsledku tlačidla byl znehodnocen, neboť tlačidlo působilo jako mezivrstva, od kterého se napěťová vlna odrazila než pronikla skrz testovaný vzorek.

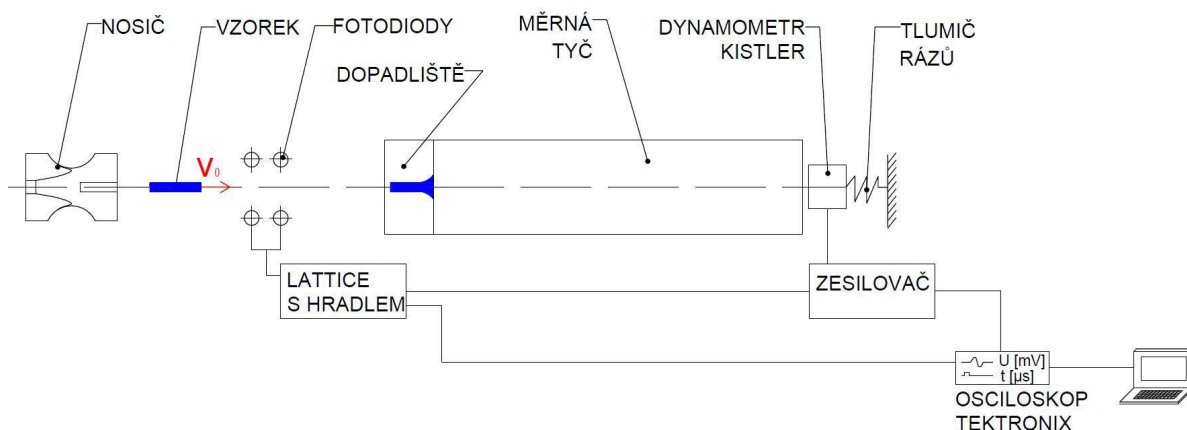
Pro vyhodnocení závislosti  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\epsilon)$  z Hopkinsonova tahového testu se postupuje analogicky jako při Hopkinsonově kompresním testu s použitím vztahů v příloze 3 při zohlednění předpokladu jednorozměrného šíření vln.



Obr. 31: Záznam pulzů pro Hopkinsonův tahový test pro ocel dle ČSN 41 7240 s přípravkem bez tlačidla [44].

#### Taylorův test [1], [9], [10], [13], [15], [16], [23], [33], [38], [39], [40]

Zkušební válcový vzorek je spolu s nosičem urychlen pomocí stlačeného vzduchu, po oddělení vzorku od nosiče letí vzorek samostatně k místu dopadu (viz obr. 32). Dopadovou plochou je měrná tyč vyrobená z MARAGING oceli Vasco Max 350, za kterou následuje piezoelektrický snímač KISTLER, jež zaznamená napěťové pulzy vyvolané zkušebním vzorkem. Dalším řešením snímání napěťových pulzů jsou odporové tenzometry nalepené na obvodu měrné tyče a zapojené do Wheastonova mostu.



Obr. 32: Schéma zařízení pro Taylorův kompresní test v laboratorních prostorách ÚST FSI [13, 40].

Pomocí zesilovače a paměťového osciloskopu dochází k přenosu signálu napěťových pulzů vyvolaných zkušebním vzorkem. Měrná tyč je deformována elasticky analogicky jako v případě Hopkinsonova testu. První kanál osciloskopu zaznamenává samotný průběh napěťového pulzu na tyči, druhý kanál snímá průběh doby průletu vzorku měřícím zařízením dopadovou rychlostí  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$ . Vlastní měření na osciloskopu je spuštěno pomocí bistabilního klopného obvodu

tzv. Lattice, která je aktivována průletem vzorku mezi dvěma fotodiodami umístěnými v tělese pro místo dopadu vzorku.

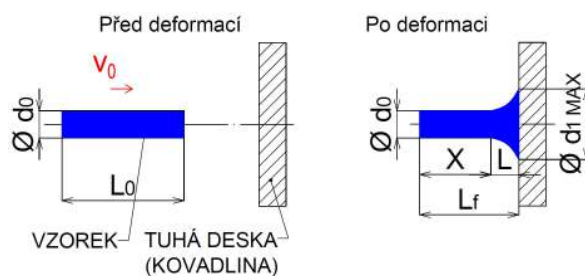
Vzorek tvaru válečku o průměru  $\phi d_0$  a délce  $L_0$  (viz obr. 33) je umístěn spolu s nosičem (viz obr. 34) do hlavně pneumatického kanónu a urychlen stlačeným vzduchem k místu dopadu na čelo měrné tyče o průměru 20 mm a délce 500 mm, na níž jsou nalepeny čtyři odporové tenzometry HBM LY 11 3/120 zapojené do Wheastonova mostu. Po deformaci vykazuje vzorek předpokládaný trychtýřovitý tvar, lze rozlišit nedeformovanou délku  $X$ , deformovanou délku  $L$  a celkovou délku vzorku po deformaci  $L_f$  (viz obr. 33).

Zásadní výhodou Taylorova testu je možnost rychlého vyhodnocení dynamické meze kluzu na základě empirických vztahů dle zdeformované geometrie vzorku a vyhodnocení velikosti rázové síly třemi různými přístupy.

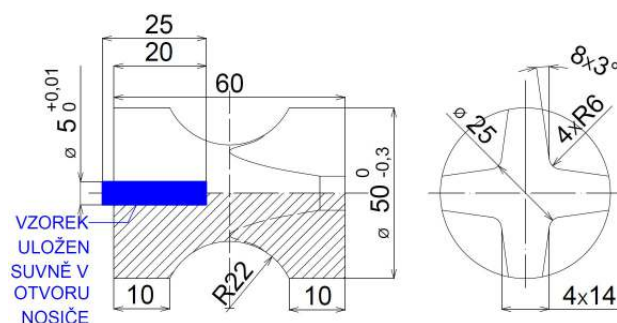
Taylorův test je možné aplikovat pro vyšší teploty vzorků, jelikož měrná tyč je oddělena od celého kovového systému pryžovou podložkou a těleso určené k místu dopadu vzorku je odvdzdušněno pro snížení brzdících sil vzduchu na nosič a opatřeno otvorem pro termosondu MIDI. Pomocí termosondy lze měřit povrchovou teplotu vzorku teoreticky v rozmezí  $\langle -40^\circ\text{C}; 600^\circ\text{C} \rangle$ , nejdůležitější je oblast teplot pro měření tzv. modrého žáru daného materiálu, při kterém dochází k výraznému zvýšení deformačního odporu a navýšení tvářecí síly. Vzorek o vyšší teplotě je prakticky velmi náročné přenést do místa dopadu o požadované teplotě. Pro vyšší teploty je nutné otvory nosičů vyvložkovat, neboť klasický polystyrén neodolá zvýšené teplotě. Testy za zvýšených teplot vyžadují nezbytně zkušenosti obsluhy.

Geometrické rozměry vzorku před deformací (viz obr. 35) a po deformaci slouží zejména ke stanovení dynamické meze kluzu daného materiálu. Nastává napětově-deformační stav 3D napjatosti a 3D přetvoření ve všech bodech deformované části vzorku. Vstupní veličiny, jež slouží k vyhodnocení Taylorova testu, jsou shrnuty v tab. 1.5 společně s výstupními veličinami. Celkový postup vyhodnocení Taylorova testu je součástí přílohy 4.

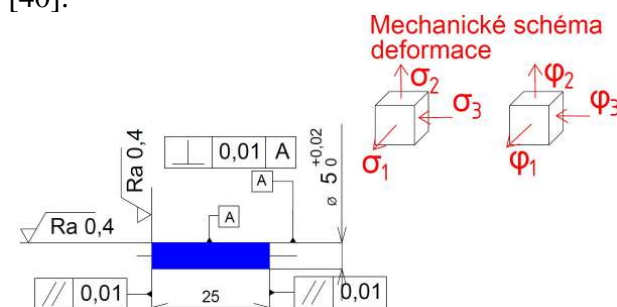
Typický záznam z polovodičových tenzometrů při měření Taylorova testu lze sledovat na obr. 36. Ze záznamu lze z prvního kanálu osciloskopu odečíst velikost změřeného napětí  $U_{BD}$  [mV] při napájecím napětí  $U_N = 2,41$  V, z druhého kanálu osciloskopu lze zaznamenat čas  $t_1$ , což je doba průletu vzorku mezi dvěma fotodiodami vzdálenými 25 mm od sebe. Čas  $t_2$  značí dobu, kdy vzorek letí k čelu tyče, čas  $t_3$  dobu šíření napětového pulzu rychlostí zvuku k měřicímu zařízení,



Obr. 33: Tvar vzorku před a po deformaci při Taylorově testu [9, 13, 40].

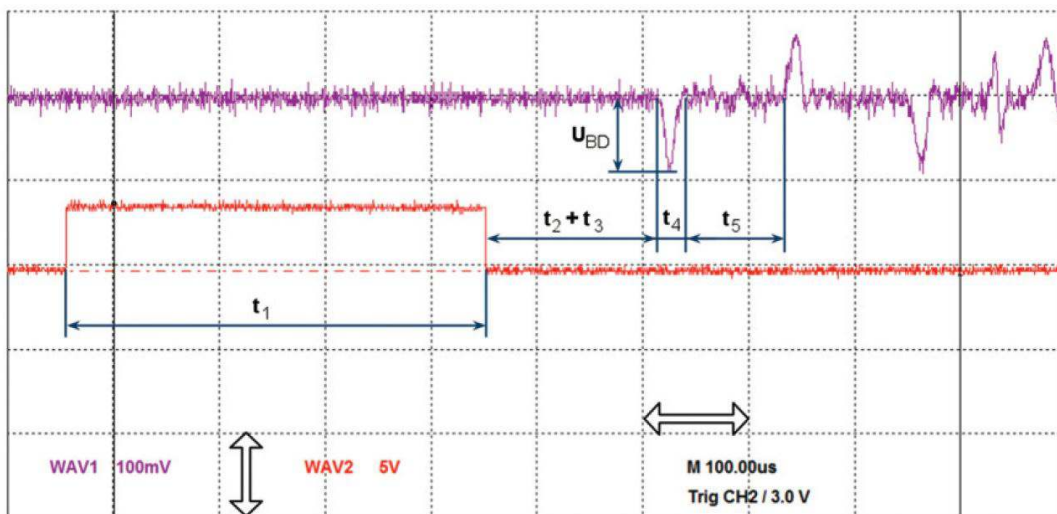


Obr. 34: Tvar nosiče vzorku pro Taylorův test [40].



Obr. 35: Geometrické rozměry vzorku pro Taylorův test [9, 40].

$t_4$  značí délku doby napěťového pulzu a čas  $t_5$  je doba, kterou urazí napěťová vlna k volnému čelu tyče a následně se od čela odráží a šíří se s opačnou tahovou amplitudou zpět.



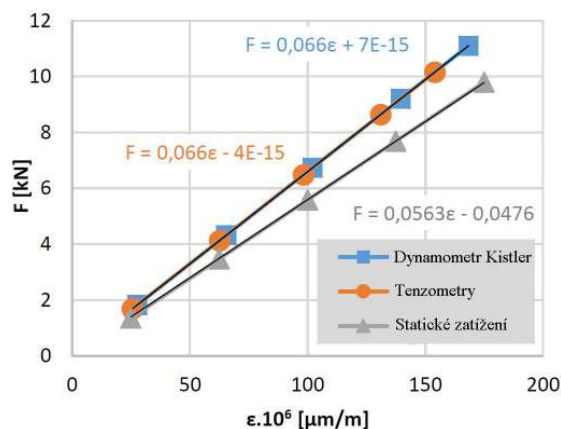
Obr. 36: Záznam napěťového pulzu pro Taylorův test bez statického elektrického výboje [39].

Tab. 1.5: Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení Taylorova testu.

Název vstupní veličiny	Znak	Název výstupní veličiny	Znak
Změřená počáteční geometrie vzorku	$d_0, L_0$	Průběh napětí v čase	$U = U(t)$
Změřená konečná geometrie vzorku	$L_f, X, d_{1MAX}, L$	Dynamická mez kluzu	$R_e$
Dopadová rychlost vzorku při dopadu na čelo měrné tyče	$v_0$	Velikost rázové síly	$F$
Veličiny týkající se vlastností tenzometru a geometrie měrné tyče	$U_N, k, z_{zesileni}, D_{tyc}$		
Materiálové vlastnosti vzorku a měrné tyče	$E, \mu, \rho, c_{pl}$		

Velikost rázové síly  $F$  je možné určit třemi různými způsoby a to na základě zapojení tenzometrů do Wheastonova mostu, z D'Alambertova principu setrvačnosti a na posled z cejchovního diagramu měrné tyče. Všechny přístupy jsou detailně popsány v příloze 4 a velikost rázové síly se může na základě jednotlivých přístupů lišit.

Cejchovní diagram měrné tyče vyrobené z MARAGING oceli Vasco Max 350 značí závislost síly  $F = F(\epsilon_{merene})$  (viz obr. 37), z které lze odečíst příslušnou hodnotu rázové síly  $F$  při vypočítané hodnotě  $\epsilon_{merene}$ . Veličina  $\epsilon_{merene}$  je do diagramu vynášena v jednotkách tzv. mikrostrainech  $[\mu m \cdot m^{-1}]$ , což umožňuje rychlejší



Obr. 37: Cejchovní diagram měrné tyče pro Taylorův test stanovený v laboratorních prostorách ÚST FSI při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování [38].

a názornější orientaci na ose diagramu při vynášení jednotky síly  $F$  [kN]. Diagram byl stanoven při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování v laboratorních prostorách ÚST FSI. Pro dynamické cejchování bylo využito Charpyho kladivo o nominální energii 50J, které po opakovaném nárazu z různých úhlů vychýlení beranu vyvolalo elastickou napěťovou vlnu skrz měrnou tyč. Statické cejchování bylo provedeno na hydraulickém trhacím stroji ZD 40 až do síly 40 kN. V případě statického i dynamického cejchování vykazuje závislost lineární průběh, neboť je povolena pouze elastická deformace měrné tyče dle Hookova zákona. Dynamická přímka vykazuje strmější charakter než statická a pro vyhodnocení velikosti rázové síly po Taylorově testu je nutné využít křivku z dynamického cejchování.

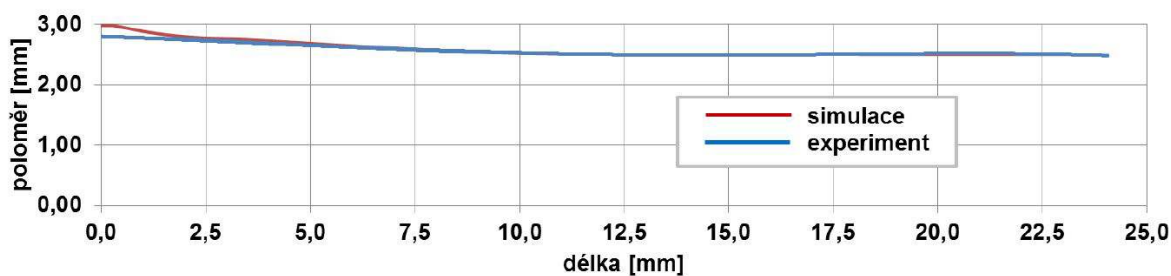
**Počítačová simulace Taylorova testu** se provádí za různých rychlostí dopadu vzorku a předchází jí analýza rozměrů deformovaného vzorku. Výsledkem simulace je model mechanického chování vybraného materiálu vzorku při nastavených termomechanických podmínkách. Pro simulaci (viz obr. 38) je nutné nastavit následující vstupní hodnoty:



Obr. 38: Počítačová simulace Taylorova testu [40].

1. naměřenou geometrii vzorku při různých rychlostech dopadu,
2. statickou mez kluzu  $R_e$  materiálu vzorku získanou z přechovací zkoušky,
3. ostatní fyzikální parametry materiálu vzorku,
4. provést výběr vhodného materiálového modelu v simulačním prostředí.

Výsledky z počítačové simulace slouží k posouzení a porovnání geometrie vzorku získané experimentálním měřením a z počítačové simulace, jak je patrné z obr. 39. Na základě simulace lze určit průběh rychlosti deformace po povrchu vzorku, která pokrývá celou oblast tvářecích operací. Vybereme si tedy rychlost deformace předpokládanou pro daný proces tváření, jež analyzujeme a tuto oblast geometrie vzorku je nutné v simulačním prostředí co nejpřesněji přizpůsobit skutečné geometrii vzorku.



Obr. 39: Porovnání skutečné a simulované kontury vzorku při Taylorově testu pro Ti-slitinu pro dopadovou rychlost  $194,9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  [40].

Ve skutečnosti není možné a uskutečnitelné, aby se geometrie vzorku po experimentu a z počítačové simulace shodovaly bez rozdílů (viz obr. 39), lze dosáhnout shody pouze v určité oblasti geometrie pomocí vhodné změny parametrů simulace, které předem nejsou známy a lze je přizpůsobit pouze pro oblastní shodu skutečné a simulované geometrie vzorku. Simulaci lze považovat za korektní a výsledky za reprezentativní, je-li neshoda mezi simulací a experimentem do 10 %.

Nejčastěji využívanou konstitutivní rovnicí v simulacích tvářecích procesů je rovnice Johnson-Cooka, neboť dokáže popsat chování materiálu při závislosti napětí na deformaci, rychlosti



deformace a teploty a to s relativně malým počtem parametrů rovnice. Konstitutivní rovnice má následující tvar:

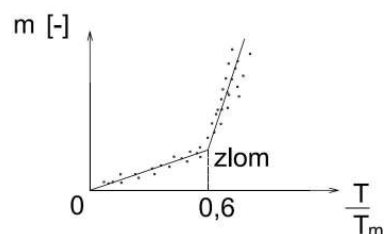
$$\sigma_d = (\sigma_0 + B \cdot \dot{\varphi}^n) \cdot (1 + C \cdot \ln \frac{d\varphi}{dt}) \cdot [1 - (T^*)^m] \text{ [MPa]} \quad (1.7)$$

kde  $\sigma_d$  značí deformační napětí,  $\sigma_0$  [MPa] statickou mez kluzu,  $B$  [MPa] pevnostní parametr,  $n$  [–] exponent deformačního zpevnění,  $C$  [–] parametr citlivosti na rychlost deformace,  $\frac{d\varphi}{dt}$  rychlost deformace,  $T^*$  [–] homologickou teplotu a  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace/teplotní koeficient odpevnění.

$$T^* = \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \quad (1.8)$$

kde  $T^*$  [–] značí homologickou teplotu,  $T$  [K] teplotu materiálu vzorku,  $T_0$  [K] referenční teplotu okolí při  $\sigma = \sigma_0$  a  $T_m$  [K] teplotu tavení materiálu vzorku.

Poměr teplot  $\frac{T}{T_m}$  nejlépe ukazuje závislost exponentu citlivosti na rychlost deformace  $m$ , jak je patrné z obr. 40. Závislost je zjišťována na základě několika experimentálních měření, po určité hodnotě poměru teplot nastává v průběhu zlom, který značí okamžik, kdy výsledky dané tvářecí operace jsou výrazně závislé na rychlosti deformace a nelze tento parametr při analýze opomenout.

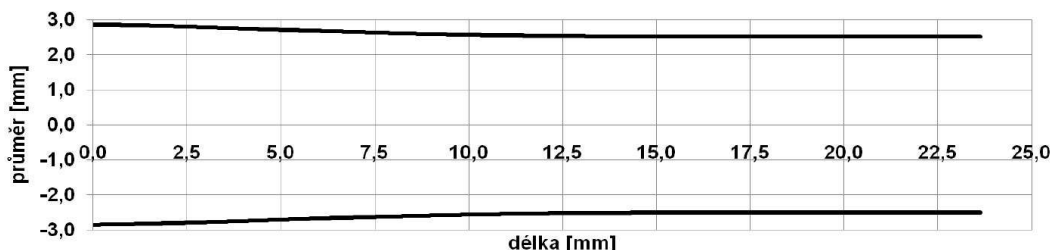


Obr. 40: Závislost exponentu citlivosti na homologické teplotě [15].

Geometrie vzorku po Taylorově testu vykazuje trychtýřovitý tvar a pro měření geometrie povrchu v Laboratoři vysokých rychlostí deformace ÚST je využíván počítačový software LUCIE, neboť běžnými měřidly nelze proměřit geometrii s dostatečnou přesností. Software LUCIE pracuje ve spojení s kamerou, vybavenou CCD čipem a objektivem s funkcí zoomu, umístěnou na stojanu pro svislý pohyb a zajištění kolmosti pohledu na vzorek upnutý ve speciálním přípravku. Software vytvoří obrazovou analýzu geometrie vzorku (viz obr. 41) a výslednou konturu lze zpracovat pomocí softwaru MS Excel (viz obr. 42).



Obr. 41: Obrazová analýza vzorku po Taylorově testu v softwaru LUCIE v laboratoři ÚST FSI [40].



Obr. 42: Kontura vzorku po Taylorově testu ze softwaru LUCIE zpracovaná v MS Excel [40].

## 1.2 Rozbor mechanismu plastické deformace kovových materiálů [4], [10], [14], [15], [21], [30], [35], [36], [40]

Mechanismus plastické deformace kovových materiálů souvisí s nastavenými termomechanickými podmínkami zatěžování, zejména záleží na teplotě a rychlosti deformace materiálu. Na základě rychlosti deformace lze rozlišit plastickou deformaci materiálu při kvazistatických podmínkách zatěžování, jejíž charakter je doposud velmi dobře poznán a závisí na druhu materiálu, neboť jinou křivku  $\sigma = \sigma(\epsilon)$  vykazují materiály křehké, pružné a oceli určené k hlubokému tažení po procesu stárnutí. Materiál zatěžovaný dynamicky vykazuje výrazný nárůst pevnostních charakteristik, změnu metalurgických vlastností či strukturní fázové transformace oproti zatížení při nízkých rychlostech deformace a to vše s výhodou za současného snížení tření v kontaktu.

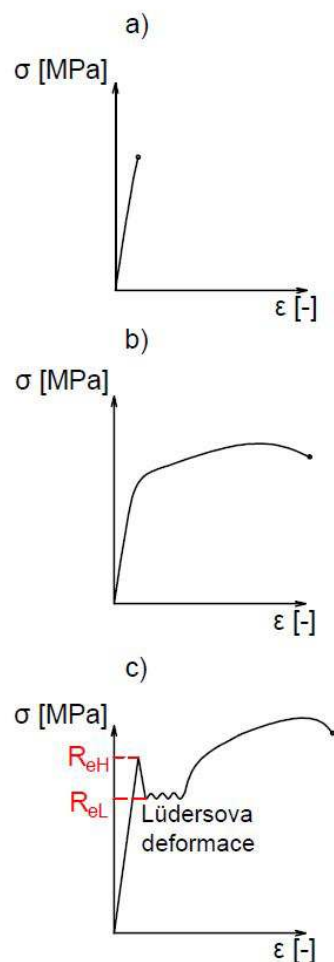
### 1.2.1 Kvazistatické podmínky zatěžování

Plastická deformace při kvazistatických podmínkách zatěžování probíhá na základě křivek na obr. 43 s ohledem na druh daného materiálu.

Tahový diagram na obr. 43 a) je charakteristický pro křehké materiály, které se porušují bez známek tvárného lomu. Obrázek 43 b) znázorňuje křivku pro materiály s nevýraznou mezí kluzu, která je typická pro většinu kovových materiálů. Nízkouhlíkovým hlubokotažným ocelím po procesu stárnutí patří křivka 43 c), která se svým průběhem podobá křivce pro dynamické zatěžování materiálů. Zvlněná část diagramu se nazývá Lüdersova deformace, která vykazuje nulové zpevnění při odpovídajícím napětí na dolní mezi kluzu. Hrot na počátku deformace značí horní mezi kluzu.

Vnitřní struktura nízkouhlíkových ocelí je tvořena bodovými poruchami, nejčastěji intersticiálními atomy C a N, které způsobují náchylnost oceli na stárnutí. Při stárnutí precipitují atomy C a N v průběhu času a teploty do  $Fe - \alpha$ , způsobují uchycení dislokací a jejich pohyb vyžaduje mnohem vyšší napětí odpovídající horní mezi kluzu, než kdyby nebyly uchyceny. V okamžiku, kdy dochází k pohybu dislokací, poklesne napětí na hodnotu dolní meze kluzu, které dostačuje pro následný dislokační pohyb, v oblasti Lüdersovi deformace se proces uchycení a odtržení dislokací několikrát opakuje.

Nejčastějším mechanismem plastické deformace při kvazistatických podmínkách zatížení je skluz dislokací. Při plastické deformaci narůstá hustota dislokací uvnitř krystalických kovových materiálů, která je generována tzv. Frankův-Readovým zdrojem. Dislokace je nejprve ukotvena na každé straně nejčastěji bodovou poruchou a pod účinkem zvyšujícího se zatížení je prohýbána až do okamžiku, kdy se prohne natolik, že vzniká nová dislokace. Tento proces se pod zatížením neustále opakuje, až dochází ke kritické hodnotě hustoty



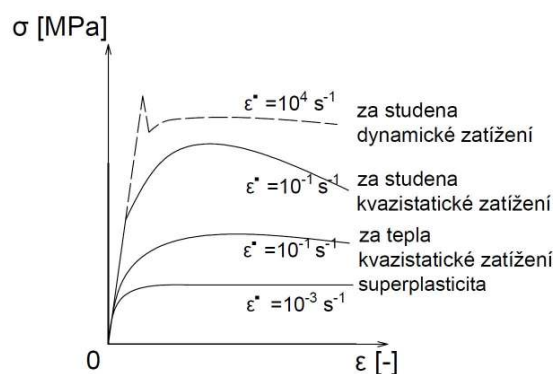
Obr. 43: Křivky přetvárných odporů pro kvazistatické podmínky zatěžování na základě druhu materiálu [21].

dislokací na hranicích zrn, přes které žádná dislokace neprojde. Nárůstem hustoty dislokací dochází k vyčerpání plasticity natolik, že se v materiálu začnou vytvářet trhliny. Před okamžikem dosažení kritické hustoty dislokací je vhodné zařadit rekrytalizační žhání, které umožňuje obnovení struktury a návrat do původního stavu. Experimentálně bylo zjištěno, že kovové materiály s jemnějším zrnem vykazují vyšších hodnot deformačního napětí a tedy větší zásoby plasticity.

### 1.2.2 Dynamické podmínky zatěžování

Materiál namáhaný za dynamických podmínek zatěžování vykazuje odlišné vlastnosti než v případě kvazistatických podmínek zatěžování. Základní průběh přirozeného přetvárného odporu na stupni přetvoření při různých rychlostech deformace  $\dot{\epsilon}$  a různé teplotě znázorňuje obr. 44, z něhož je patrný vysoký nárůst přetvárného odporu při zvyšujících se rychlostech deformace. Na totožném obrázku stojí rovněž za povšimnutí, že dochází ke změně meze kluzu materiálu  $R_e$  se změnou rychlosti deformace materiálu. Z tohoto důvodu se rozlišuje pojem statická a dynamická mez kluzu materiálu, neboť hodnoty se bez pochyb liší již při malém navýšení rychlosti deformace.

Z uvedených důvodů vyplývá, že rychlost deformace je jedním ze základních faktorů pochodu v oblasti tváření a při analýzách tvářecích procesů je nezbytně nutné stanovit její velikost, od které se odvíjí mechanické chování materiálu. V důsledku změny rychlosti deformace dochází rovněž ke změně třecích podmínek, neboť se zvyšující se rychlostí deformace dochází k výraznému snížení součinitele tření v kontaktu nástroje a tvářeného materiálu.

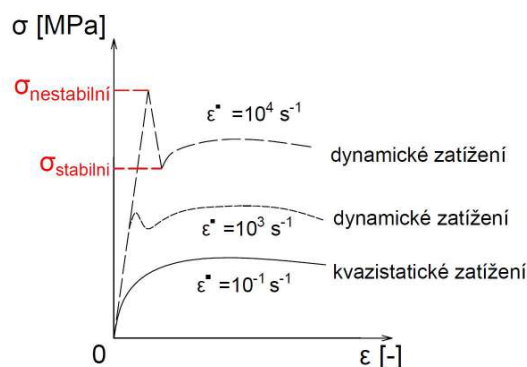


Obr. 44: Křivky přetvárných odporů v závislosti na rychlosti deformace a teplotě [21, 36, 40].

### Stabilní a nestabilní dynamická mez kluzu

Horní mez kluzu při dynamickém zatížení materiálu je nazývána jako nestabilní mez kluzu a vyznačuje se ostrým hrotem na počátku deformace v křivce přetvárného odporu zatěžovaného materiálu (viz obr. 45). Jestliže výška hrotu překročí mez pevnosti, dochází neprodleně ke křehkému porušení i za předpokladu původního dostatečně houževnatého materiálu. Důvod vzniku hrotu si někteří autoři vysvětlují na základě vnitřního zhroucení materiálu, které souvisí s nestabilitou deformačního procesu [10]. Avšak praktické zkušenosti odborníků z Ústavu materiálového inženýrství Fakulty strojního inženýrství v Brně tvrdí, že mechanismus vzniku nestabilní meze kluzu souvisí s jevem dynamického deformačního stárnutí.

Mechanismy vzniku nestabilní meze kluzu lze vysvětlit na základě dislokační představy, která za pokojové teploty souvisí s uchycením dislokací bodovými poruchami. Při uchycení dislokací při dynamickém zatížení roste vnější napětí, které je nad hodnotou napětí nutného



Obr. 45: Křivky přetvárných odporů v závislosti na rychlosti deformace, stabilní a nestabilní mez kluzu [4, 21, 36, 40].

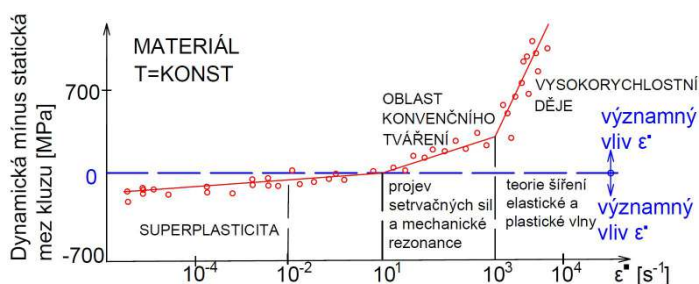
k pohybu dislokací na větší vzdálenosti. V okamžiku, kdy vnější napětí dosáhne dostatečné úrovně pro utržení dislokací od bodových poruch odpovídající horní dynamické meze kluzu, dochází u dislokací k pohybu a napětí poklesne na hodnotu odpovídající dolní meze kluzu, která by pro jejich pohyb byla zapotřebí, kdyby nebyly uchyceny poruchami. Proces uchycení a odtržení dislokací již vícekrát nenastane. Uvnitř materiálu jsou některá zrna deformována dříve, neboť jsou vhodněji orientována při dosažení vyššího Schmidtova faktoru. Na hranicích zrn dochází ke kumulaci dislokací, které vyvolají deformaci sousedních zrn a materiálem se šíří deformační vlna. Velikost horní dynamické meze kluzu závisí na rychlosti zatěžování a platí, že při vyšší rychlosti je vyšší i hodnota nestabilní dynamické meze kluzu. Výrazný rozdíl hodnot horní a dolní meze kluzu jako při dynamickém zatížení lze sledovat i při kvazistatickém zatěžování nízkouhlíkových hlubokotažných kovových slitin s oblastí Lüdersových deformací.

Horní a dolní dynamická mez kluzu, exponent citlivosti na rychlost deformace a teplota patří mj. mezi důležité a zásadní parametry, které dokáží charakterizovat chování materiálu při dynamických podmínkách zatěžování.

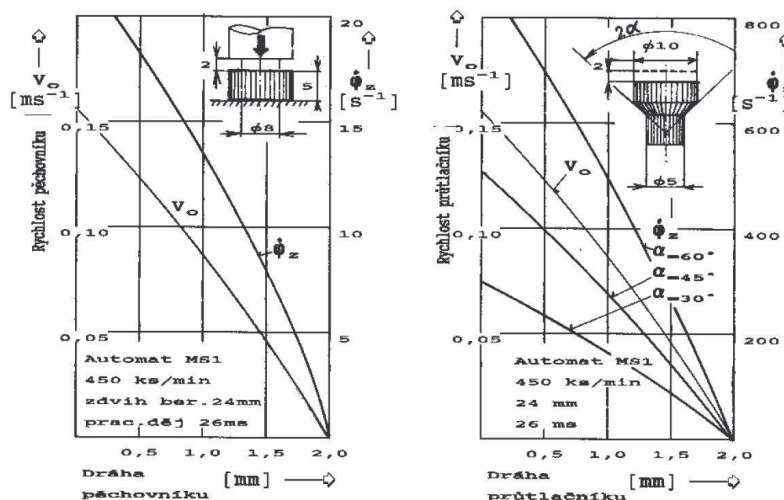
### Vliv rychlosti deformace na mechanické vlastnosti materiálu

Vliv rychlosti deformace na výsledné mechanické vlastnosti materiálu lze pozorovat z křivky na obr. 46, která byla stanovena pro určitý materiál na základě řady experimentálních zkoušek řadou různých autorů nezávisle na sobě. V závislosti na rychlosti deformace lze z diagramu rozeznat tři zóny, oblast superplasticity, kde je vliv rychlosti deformace nejvíce významný a oblast většiny tvářecích technologií a vysokorychlostních dějů, jež jsou rychlostí deformace výrazně ovlivněny, neboť nastává rozdíl dynamické a statické meze zkoušeného materiálu. Ze souborných experimentálních výsledků z literatury [18] lze doložit, že vliv rychlosti deformace pro ocel a slitiny Al se začíná projevovat od hodnot  $\dot{\epsilon} \in \langle 10^0 \text{ s}^{-1}; 10^3 \text{ s}^{-1} \rangle$  a velmi výrazné zvýšení dynamické meze kluzu se projevuje v intervalu  $\dot{\epsilon} \in \langle 10^3 \text{ s}^{-1}; 10^4 \text{ s}^{-1} \rangle$ . V oblasti rychlostí deformace konvenčního tváření se projevují účinky setrvačných sil a mechanických rezonancí, vysokorychlostní děje jsou hodnoceny na základě teorie šíření elastické a plastické vlny.

Z uvedeného vyplývá, že tožný materiál vykazuje odlišné mechanické vlastnosti při kvazistatických a dynamických podmínkách zatěžování, přičemž s rostoucí rychlostí deformace se projevuje navýšení pevnostních



Obr. 46: Křivka vlivu rozdílu dynamické a statické meze kluzu při změně rychlosti deformace [21, 30].



Obr. 47: Křivka rozdílné velikosti rychlosti deformace materiálu při operaci přechovávání a dopředného protlačování při shodné rychlosti tvářecího nástroje [15, 40].

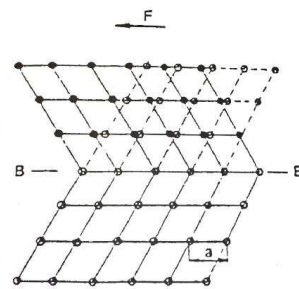
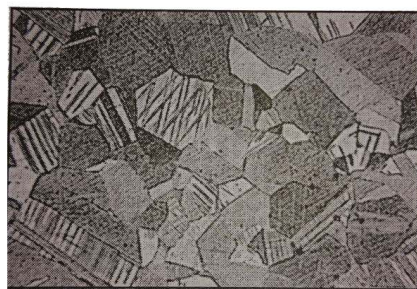


charakteristik materiálu ( $R_e$ ,  $R_m$ ) a často rovněž pokles charakteristik plasticity ( $A$ ,  $Z$ ). Tento fakt lze dokumentovat na obr. 47, který vznikl v souvislosti při řešení životností nástrojů pro přechování a pro dopředné protlačování pro podmínky na automatu MS1, určeného k výrobě drobných strojních a spojovacích dílů. Nástroje se pro obě jmenované technologické operace pohybují totožnou rychlostí  $v_0$ , která má shodný klesající průběh. Ovšem při operaci dopředného protlačování vykazuje rychlost deformace materiálu  $\dot{\phi}$  řádově 40x vyšší hodnoty, což ve výsledku vede na růst přetvárného odporu materiálu a navýšení tvářecí síly. Na základě výsledků bylo možné konstatovat, že v tomto případě trvanlivost nástrojů pro dopředné protlačování je nižší než u nástrojů pro přechování, neboť při operaci protlačování dochází ke zvýšenému opotřebení.

### Vliv rychlosti deformace na metalurgické vlastnosti materiálu

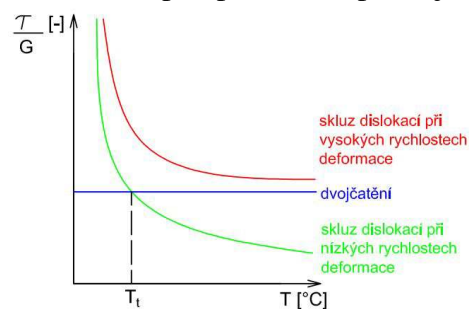
Dynamické zatěžování materiálu vede vyjma změny mechanických vlastností rovněž ke změně struktury materiálu, která úzce souvisí s dosaženými termomechanickými podmínkami během procesu deformace, zejména na časovém průběhu a typu zatížení. Výsledky některých autorů poukazují na dva možné mecha-

nismy rozvoje plastické deformace při explozivním a impulsním zatěžování materiálu, konkrétně na mechanismus skluzem dislokací v zrnech nejvhodněji orientovaných vůči působícímu smykovému napětí a na mechanismus dvojčatění. Plastickou deformaci dvojčatěním lze pozorovat na obr. 48,



Obr. 48: Schéma deformace dvojčatění teoreticky kolem roviny dvojčatění B-B (vpravo) a ze snímku mikrostruktury hlubokotažné mosazné slitiny (vlevo) [35].

Obecně lze konstatovat, že jakýkoli pokles teploty či vzrůst rychlosti deformace mají sklon nejdříve vytvořit v materiálu mechanismus dvojčatění před mechanismem skluzu dislokací, což lze dokumentovat na základě obr. 49. Závislost napětí při nízké teplotě, jež je nutná pro zahájení mechanismu dvojčatění, je důkazem toho, že se nejedná o tepelně aktivovaný mechanismus, čili podíl  $\frac{\tau}{G}$  není závislý na teplotě. Teplota  $T_i$  značí teplotu, pod níž dochází k mechanismu dvojčatění již při běžném zatížení. Naopak mechanismus skluzem dislokací při nízkých teplotách je velice obtížný a při vysoké rychlosti deformace dochází k posunu celé křivky nahoru, zatímco hranice dvojčatění je fixní.



Při vysokorychlostním zatěžování materiálu mohou nastat rovněž fázové transformace, kdy při určité kritické hodnotě zátěžného tlaku vyvinutého rázovou vlnou dochází v závislosti na teplotě ke změně krystalografické mřížky kovového materiálu. Výrazné fázové transformace lze pozorovat u titanových slitin či austenitických korozivzdorných ocelí při transformaci austenitického zrna na martenzitické doprovázené výraznou změnou tvrdosti a změnou fyzikálních vlastností konkrétně feromagnetismu.

Obr. 49: Křivka vlivu  $T$  na  $\frac{\tau}{G}$  potřebné pro daný mechanismus plastické deformace s vlivem  $\dot{\epsilon}$  [30].

### Vliv rychlosti deformace na kritickou teplotu křehkosti

Deformaci kovových materiálů lze prakticky uskutečnit v celém teplotním intervalu od absolutní nuly až po teplotu tavení daného materiálu. Tento interval je vhodné rozdělit na dvě oblasti. On nuly do tzv. kritické teploty křehkosti  $T_K$  je oblast nepřípustná pro tvářecí technologie, neboť materiál nevykazuje při deformaci žádné známky makroskopické deformace a porušení probíhá na základě křehkého lomu. Od teploty  $T_K$  nastává značná změna v mechanickém chování kovu, kterou lze doložit na základě poznatků o zkouškách lomové houževnatosti a dosažení různé velikosti nárazové práce při změně teploty (viz obr. 50). Od kritické teploty  $T_K$  hodnota nárazové práce potřebná na přelomení vzorku náhle vzrůstá na hodnotu několikanásobně vyšší než při teplotách pod kritickou teplotou. Kritická teplota je závislá na řadě faktorů a hodnota se pohybuje u jednotlivých

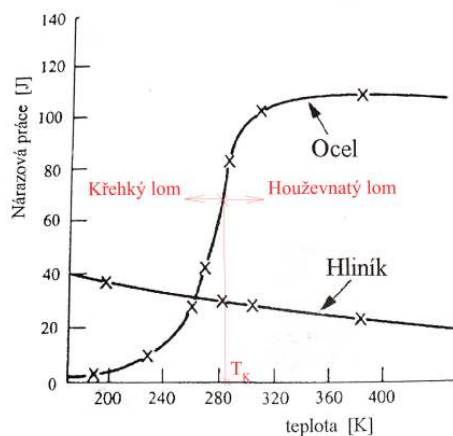
kovových materiálů v širokých rozmezích, např. pro zinek v oblasti běžných teplot, pro některé druhy ocelí při velmi nízkých teplotách a pro austenitické oceli, slitiny mědi či hliníku při teplotách velmi blízkých nule. Oblast mezi kritickou teplotou  $T_K$  a teplotou tavení  $T_m$  je vhodné dělit na oblast podrekrytalizační a nadrekrytalizační. V podrekrytalizační oblasti převažuje proces zpevňování a v pracovním diagramu  $\sigma - \epsilon$  má oblast vrůstající charakter. Naopak oblast nadrekrytalizační vykazuje přibližně konstantní průběh a převažuje proces rekrytalizace a zotavování, při nichž dochází k částečnému a při vyšších teplotách k úplnému eliminování účinku zpevňování. Proces rekrytalizace a zotavení probíhají jistou rychlostí a proto se v této oblasti projevuje daleko více vliv rychlosti zatěžování.

Doposud jsme předpokládali, že proces plastické deformace nastane v rozmezí teploty kritické křehkosti  $T_K$  a teploty tavení  $T_m$  při jakékoli libovolné rychlosti deformace materiálu vzorku. Nicméně poznatky experimentátorů Vitmana a Štěpanova, kteří již v roce 1939 sledovali závislost kritické teploty křehkosti  $T_K$  na rychlosti deformace, poukazují na fakt, že kritická teplota křehkosti  $T_K$  vzrůstá se zvyšující se rychlostí deformace  $\dot{\epsilon}$ . Proces lze znázornit rovněž v pracovním diagramu  $\sigma - \epsilon$ , je-li hrot napětí na počátku zatížení nižší než mez křehké pevnosti, pak proběhne počáteční nestabilní proces a diagram přejde na stabilní oblast plastických deformací. V opačném případě, překročí-li hrot napětí mez křehké pevnosti, nastane porušení dříve a materiál je degradován křehkým lomem. Tváření v tomto případě vůbec nemůže nastat a z praktického hlediska je nutné uvedený fakt mít v povědomí zejména při tváření v extrémních podmínkách jako tváření výbuchem, neboť běžně tvařitelný materiál se může za těchto podmínek stát netvařitelným.

Na základě statistického zpracování experimentálních výsledků navrhli autoři Vitman a Štěpanov závislost v podobě exponenciální rovnice následujícího tvaru:

$$\dot{\epsilon} = a \cdot e^{-\frac{b}{T_K}} [s^{-1}] \quad (1.9)$$

Tento vztah potvrdil v roce 1957 Strohov na základě dislokační teorie přechodu od křehkého k plastickému chování při kritické teplotě křehkosti. Strohov si plastickou deformaci materiálu nad teplotou kritickou vysvětluje jako umožnění pohybu dislokací a jejich uvolňování ze shluků v důsledku tepelných pohybů (fluktuací). V místě nakupení je tedy snížena koncentrace napětí

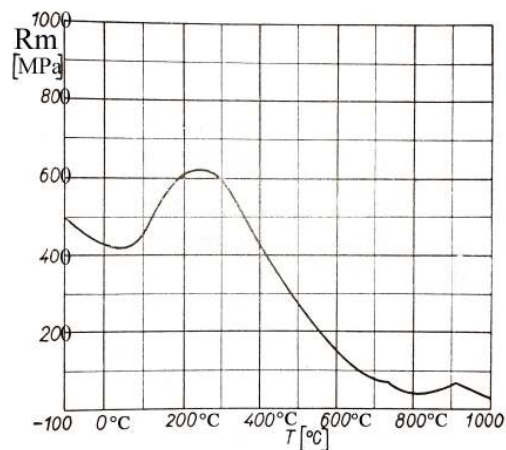


Obr. 50: Závislost hodnoty nárazové práce z hlediska teploty pro ocel a hliník [35].

a dochází k zabránění možnosti šíření křehkých trhlin. Při nízkých teplotách dochází ke snížení tepelných fluktuací a ty nejsou dostačující pro uvolňování dislokací, tvoří se velké shluky a materiál je porušován křehkými trhlinami.

Z hlediska mechanických vlastností dochází při zvyšující se teplotě k poklesu modulu pružnosti  $E$  a rovněž k poklesu meze kluzu  $R_e$ , obvykle monotónně. Mez pevnosti  $R_m$  vykazuje složitější průběh (viz obr. 51), neboť primárně vykazuje klesající charakter, avšak místy nastává růst. Tato oblast se u ocelí pohybuje přibližně v rozmezí teplot  $100^{\circ}\text{C} \div 300^{\circ}\text{C}$  a při teplotě  $800^{\circ}\text{C}$  a je nazývána jako oblast modrého žáru, při níž dochází k výraznému nárůstu přetvárného odporu.

Praktické stanovení průběhu pracovního diagramu s vlivem teploty je spojeno se značnými obtížemi, neboť zkouška musí být upravena pro situaci udržení konstantní stanovené teploty zkušebního vzorku v průběhu celé deformace. Čím je vyšší teplota vzorku, tím dochází k vyššímu odvodu tepla a proto např. při petchovací zkoušce je do ohřívací pece vkládán nejen vzorek, ale rovněž kontejner, čímž lze dosáhnout rovnoměrnému rozložení teploty.



Obr. 51: Závislost meze pevnosti na teplotě a oblast modrého žáru pro daný materiál [10].

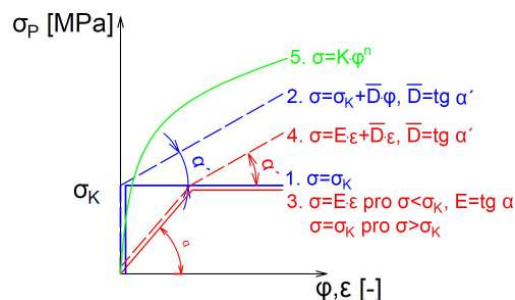
## 1.3 Rozbor modelů mechanického chování kovových materiálů

[5], [12], [14], [15], [20], [21], [30], [31]

V oblastech kvazistatických plastických deformací jsou vztahy se dvěma parametry postačující, i když spíše idealizují popis skutečného mechanického chování materiálu pomocí aproximačních křivek, jež slouží pro teoretické výpočty. Převážná většina technologických procesů tváření má ovšem dynamický charakter a jen malá část tvářecích technologií probíhá za kvazistatických podmínek. Plastická deformace materiálů při dynamických podmínkách zatěžování je často popisována pomocí konstitutivních vztahů, které dávají do souvislosti vliv více parametrů jako napětí, stupeň přetvoření, rychlost deformace, teplotu případně mikrostrukturu či anizotropii materiálu a jsou spojeny s fyzikálním experimentem. S největší přesností lze tyto parametry získat na základě experimentálních zkušebních metod, při kterých jsou nastaveny termomechanické podmínky odpovídající analyzované problematice ve tváření kovů a slitin. Další možností je využít ověřených literárních zdrojů, které obsahují ovšem jen omezené informace o chování materiálu a je nutné se soustředit na to, při jakých podmínkách byly získány a zvážit, zdali jsou využitelné pro řešenou situaci.

### 1.3.1 Model dle závislosti napětí na deformaci [31]

Pracovní diagramy daného materiálu stanovené na základě experimentálních zkoušek jsou z důvodu zjednodušení teoretických výpočtů idealizovány pomocí aproximací, které nahrazují skutečný průběh pro oblast homogenní plastické deformace. V teorii plasticity jsou idealizované křivky  $\sigma - \varphi$  popsány na základě následujících materiálových modelů z obr. 52:



Obr. 52: Základní aproximace pracovního diagramu pomocí modelů mechanického chování materiálu [12, 31].

1. ideální tuho-plastický model bez zpevnění:

$$\sigma = \sigma_K \quad (1.10)$$

2. tuho-plastický model s lineárním zpevněním:

$$\sigma = \sigma_K + \bar{D} \cdot \varphi; \bar{D} = \operatorname{tg} \alpha' \quad (1.11)$$

3. ideální pružně-plastický model bez zpevnění:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ pro } \sigma < \sigma_K; E = \operatorname{tg} \alpha \quad (1.12)$$

$$\sigma = \sigma_K \text{ pro } \sigma > \sigma_K \quad (1.13)$$

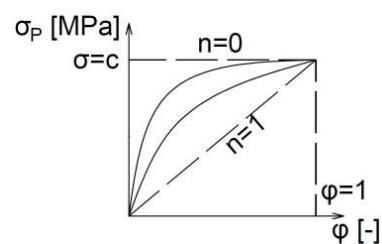
4. pružně-plastický model s lineárním zpevněním:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon + \bar{D} \cdot \varepsilon; \bar{D} = \operatorname{tg} \alpha' \quad (1.14)$$

5. pružně-plastický model s nelineárním zpevněním tzv. Ludwik-Hollomonova křivka zpevnění:

$$\sigma = K \cdot \varphi^n [\text{MPa}] \quad (1.15)$$

kde  $\bar{D}$  [–] značí modul zpevnění daného materiálu,  $K$  [MPa] materiálovou charakteristiku (tabulková hodnota),  $\phi$  [–] logaritmické přetvoření materiálu,  $\varepsilon$  [–] poměrné přetvoření materiálu a  $n$  [–] exponent deformačního zpevnění materiálu, jež se podílí na tvaru křivky (viz obr. 53), nabývá platnosti pro oblast homogenní plastické deformace a je závislý zejména na teplotě a stupni přetvoření materiálu. Exponent deformačního zpevnění  $n$  vykazuje pro proces tváření za superplastických podmínek nulové hodnoty, neboť materiál při konstantní vysoké teplotě a malé rychlosti deformace nezpevňuje a postupuje se na základě vztahu



Obr. 53: Grafický rozbor exponentu deformačního zpevnění materiálu [12, 31].

1.16. Nulová hodnota exponentu platí obecně pro průběh deformace materiálu při vysokých teplotách, při nichž materiál během samotného průběhu deformace může dokonce odpevňovat. Pro oblast tváření za studena, kdy platí  $T < 0,4 \cdot T_{TAV}$ , vykazuje exponent deformačního zpevnění hodnot v intervalu  $n \in \langle 0, 1; 0, 3 \rangle$ . Hodnoty exponentu deformačního zpevnění  $n$  jsou stanoveny na základě experimentů. Čím je křivka zpevnění strmější, exponent deformačního zpevnění  $n$  nabývá vyšších hodnot. V oblasti tváření za studena se obvykle využívá pružně-plastický model s lineárním zpevněním pomocí dvoupřímkové aproximace nebo pružně-plastický model s nelineárním zpevněním. Ideální tuho-plastický model bez zpevnění lze využít pro popis chování materiálu při tváření za tepla.

### 1.3.2 Model dle závislosti napětí na rychlosti deformace [31]

Je všeobecně známo, že zásadní vliv na průběh křivky přetvárného odporu nese rychlost deformace, na základě níž se využívá následující vztah popisující mechanické chování materiálu při tváření:

$$\sigma = K \cdot \dot{\phi}^m \text{ [MPa]} \quad (1.16)$$

kde  $K$  [MPa] značí materiálovou charakteristiku (tabulková hodnota),  $\dot{\phi}$  [ $s^{-1}$ ] rychlost deformace materiálu a  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace (viz obr. 40 na straně 30).

Vztah 1.16 je nazýván jako Ludwik-Hollomonův a vyznačuje se parabolickým průběhem aproximované křivky přetvárného odporu a je vyjádřen na základě exponentu citlivosti na rychlost deformace  $m$ . Pro oblast tvářecích operací za studena  $T < 0,4 \cdot T_{TAV}$  vykazuje exponent citlivosti na rychlost deformace  $m$  přibližně hodnotu blíží se nule a postupuje se na základě vztahu 1.15. V oblasti superplasticity, vyznačující se deformací při konstantní vysoké teplotě, je hodnota  $m$  konstantní a leží v intervalu  $m \in \langle 0, 3; 0, 9 \rangle$ . Tento interval exponentu citlivosti na rychlost deformace  $m$  platí rovněž pro dynamické podmínky zatěžování materiálu, který je podobně jako v případě superplasticity charakterizován nulovým zpevněním materiálu. Hodnoty exponentu citlivosti na rychlost deformace  $m$  jsou stanoveny na základě experimentů.

### 1.3.3 Model dle závislosti napětí na deformaci a rychlosti deformace [31]

Pro smíšené procesy přetvoření platí obecný Ludwik-Hollomonův vztah, který vyjadřuje současně vliv exponentu deformačního zpevnění  $n$  i exponentu citlivosti na rychlost deformace  $m$  a má následující tvar:

$$\sigma = K \cdot \phi^n \cdot \dot{\phi}^m \text{ [MPa]} \quad (1.17)$$



kde  $K$  [MPa] značí materiálovou konstantu,  $\varphi$  [–] přetvoření materiálu,  $n$  [–] exponent deformačního zpevnění,  $\dot{\varphi}$  [ $s^{-1}$ ] rychlost deformace materiálu a  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace.

Podle autora vztahu Mielnika platí pro kovové materiály následující výraz:

$$\sigma = K \cdot (\varphi_{ef} + \varphi)^n \cdot \dot{\varphi}^m \text{ [MPa]} \quad (1.18)$$

kde  $K$  [MPa] značí materiálovou konstantu,  $\varphi_{ef}$  [–] efektivní přetvoření materiálu,  $\varphi$  [–] přetvoření materiálu,  $n$  [–] exponent deformačního zpevnění,  $\dot{\varphi}$  [ $s^{-1}$ ] rychlost deformace materiálu a  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace.

### 1.3.4 Model dle závislosti rychlosti deformace na teplotě [31]

Empirický vztah vyjadřující rychlost deformace v závislosti na vyšší teplotě má následující tvar dle autora Garofaloa:

$$\dot{\varepsilon} = K^{-\frac{1}{m}} \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^{\frac{1}{m}} \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \text{ [} s^{-1} \text{]} \quad (1.19)$$

kde  $K$  [MPa] značí materiálovou konstantu,  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace,  $\alpha$  [–] materiálovou konstantu,  $R$  [ $\frac{J}{mol \cdot K}$ ] plynovou konstantu,  $Q$  [J] aktivační energii a  $T$  [K] absolutní teplotu.

### 1.3.5 Model dle závislosti napětí na deformaci, rychlosti deformace a teplotě [5]

V současnosti je známo mnoho konstitutivních modelů komplexně zahrnující fyzikální parametry, jež souvisejí s daným materiálem v daných termomechanických podmínkách. Stanovení obecně platného matematického modelu popisující deformační chování tvářené oceli stojí mnoho úsilí, času a zejména financí, zvláště tedy pokud si vezmeme za cíl napodobit podmínky danému reálnému procesu. Na výběr je doposud řada konstitutivních vztahů a stále se objevují nové, pomocí kterých lze stanovit přirozený přetvárný odpor v závislosti na deformaci, rychlosti deformace, teplotě popř. porušení vlivem vysoké rázové síly. Správnost řešení a reprodukovatelnost výsledků daného problému závisí na vhodném výběru z uvedených konstitutivních vztahů a současně závisí na naplnění hodnot všech parametrů zvolené rovnice, což v praxi nebývá snadné.

#### Dle Johnson-Cook [5]

Konstitutivní vztah dle Johnson-Cooka má následující tvar:

$$\sigma_d = (\sigma_0 + B \cdot \varphi^n) \cdot (1 + C \cdot \ln \frac{d\varphi}{dt}) \cdot [1 - (T^*)^m] \text{ [MPa]} \quad (1.20)$$

kde  $\sigma_d$  značí deformační napětí,  $\sigma_0$  [MPa] statickou mez kluzu,  $B$  [MPa] pevnostní parametr,  $n$  [–] exponent deformačního zpevnění,  $C$  [–] parametr citlivosti na rychlost deformace,  $\frac{d\varphi}{dt}$  rychlost deformace,  $T^*$  [–] homologickou teplotu a  $m$  [–] exponent citlivosti na rychlost deformace/teplotní koeficient odpevnění.

$$T^* = \frac{T - T_0}{T_m - T_0} \quad (1.21)$$

kde  $T^* [-]$  značí homologickou teplotu,  $T [K]$  teplotu materiálu vzorku,  $T_0 [K]$  referenční teplotu okolí při  $\sigma = \sigma_0$  a  $T_m [K]$  teplotu tavení materiálu vzorku.

Johnson-Cookův konstitutivní vztah patří mezi nejběžněji využívaný materiálový model, který pro stanovení přirozeného přetvárného odporu zahrnuje závislost na deformaci (první část rovnice), na rychlosti deformace (druhá část rovnice) a na teplotě (poslední část rovnice). Je přednostně určen pro kovové materiály s BCC mřížkou a je složen z 5 experimentálně stanovených parametrů-  $\sigma_0$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$  a  $m$ . Daný vztah je vhodný pro simulace vysokorychlostních dějů a byl uveden již v kapitole 1.1.2 *Počítačová simulace Taylorova testu* (viz strana 29).

Pro modifikaci Johnson-Cookova konstitutivního vztahu dle Follansbeeho platí následující vztah:

$$\sigma_d = (\sigma_0 + B \cdot \varphi^n) \cdot \left( \frac{d\varphi}{dt} \right)^C \cdot [1 - (T^*)^m] [MPa] \quad (1.22)$$

kde  $\sigma_d$  značí deformační napětí,  $\sigma_0 [MPa]$  statickou mez kluzu,  $B [MPa]$  pevnostní parametr,  $n [-]$  exponent deformačního zpevnění,  $C [-]$  parametr citlivosti na rychlost deformace,  $\frac{d\varphi}{dt}$  rychlost přetvoření,  $T^* [-]$  homologickou teplotu a  $m [-]$  exponent citlivosti na rychlost deformace/teplotní koeficient odpevnění.

#### Dle Zerilliho-Armstronga [5], [30]

Zerilli a Armstrong definují empirický konstitutivní vztah pro materiály namáhané vyššími rychlostmi deformace, u nichž se projevuje změna mikrostruktury vznikem poruch, trhlin, fázových přeměn apod., jež nesou zásadní vliv na mechanické chování deformovaného materiálu. Konstitutivní vztah na bázi mikrostruktury je vyjádřen pro tepelně aktivované pohyby dislokací a pro typické kovy s krystalografickou mřížkou BCC a FCC analyzuje teplotu a rychlost deformace. Obecně kovy s BCC mřížkou vykazují větší citlivost na teplotu a rychlost deformace na rozdíl od kovů s FCC mřížkou.

Konstitutivní vztah dle Zerilliho a Armstronga má následující tvar:

$$\sigma^* = \frac{M \cdot \Delta G_0}{S \cdot b} \cdot e^{-\beta \cdot T} [MPa] \quad (1.23)$$

kde  $\sigma^*$  značí tepelnou část napětí,  $M [-]$  Schmidův faktor,  $\Delta G_0 [J]$  velikost volné energie bariér při teplotě 0 K,  $S [mm^2]$  aktivační plochu dislokací při teplotě 0 K závislou na hustotě dislokací  $\lambda [mm^{-2}]$ , šířce bariéry  $l^* [mm]$  a velikosti Burgersova vektoru  $b [mm]$ ,  $\beta$  značí parametr závislý na deformaci a rychlosti deformace  $\beta = -C_3 + C_4 \cdot \ln \dot{\varphi}$ , kde veličiny  $C_i$  značí materiálové konstanty a  $T$  okamžitou teplotu v [K]. Pro kovy s BCC mřížkou je velikost aktivační plochy  $S_{BCC} = konst$ , pro kovy s FCC mřížkou platí  $S_{FCC} = konst \cdot \varphi^{\frac{1}{2}}$ .

Celkové deformační napětí lze vyjádřit na základě následujícího vztahu:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma^* + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} [MPa] \quad (1.24)$$

kde  $\sigma_0 [MPa]$  značí statickou mez kluzu materiálu při kvazistatických podmínkách zatěžování,  $\sigma^* [MPa]$  tepelnou část napětí a  $d [mm]$  průměrnou velikost průměru zrna.

Konečný konstitutivní vztah dle Zerilliho a Armstronga má následující tvar:

Pro kovy s BCC mřížkou:

$$\sigma = \sigma_0 + C_1 \cdot \exp[-C_3 \cdot T + C_4 \cdot T \cdot \ln \dot{\varphi}] + C_5 \cdot \varphi^n + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} [MPa] \quad (1.25)$$

Pro kovy s FCC mřížkou:

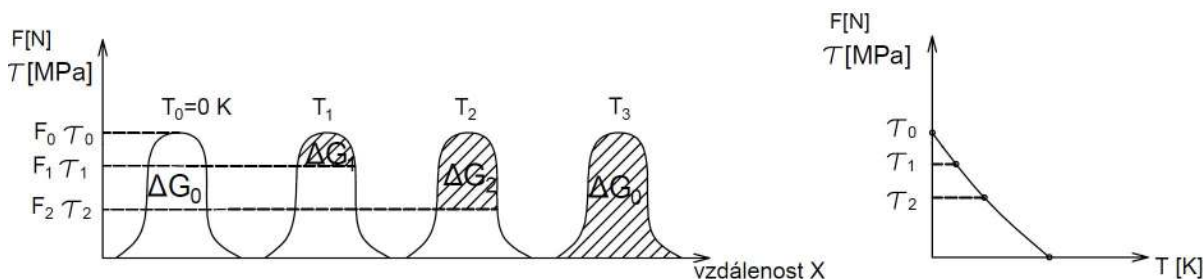
$$\sigma = \sigma_0 + C_2 \cdot \dot{\phi}^{\frac{1}{2}} \cdot \exp[-C_3 \cdot T + C_4 \cdot T \cdot \ln \dot{\phi}] + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \text{ [MPa]} \quad (1.26)$$

kde  $\sigma_0$  značí statickou mez kluzu materiálu při kvazistatických podmínkách zatěžování,  $C_1$  [MPa] materiálovou konstantu definující poměr tepelného a rychlostně deformačního efektu,  $C_2$  [ $\frac{1}{K}$ ] materiálovou konstantu související u kovů s FCC mřížkou s průměrnou velikostí zrna, kterému odpovídá určitá hodnota zatěžujícího napětí na základě Hall-Petchova vztahu,  $C_3$  [ $\frac{1}{K}$ ] a  $C_4$  [MPa] značí materiálové konstanty charakterizující tepelnou aktivaci a efekt rychlosti deformace,  $C_5$  [MPa · mm $^{\frac{1}{2}}$ ] preexponenciální faktor,  $d$  [mm] průměrnou velikost průměru zrna a  $T$  [K] okamžitou teplotu.

Existuje rovněž konstitutivní vztah kombinující model chování materiálu dle Johnson-Cooka a dle Zerilliho-Armstronga, efekt zpevnění vychází z rovnice Johnson-Cooka a efekt teploty a rychlosti deformace z rovnice Zerilliho-Armstronga. Autoři kombinovaného konstitutivního vztahu tvrdí, že vztah lépe vystihuje chování deformovaného materiálu při vyšších rychlostech deformace.

#### Dle Meyerse model Mechanical Threshold Stress [30]

Konstitutivní rovnice Mechanical Threshold Stress je vhodná pro aplikace velkých stupňů přetvoření, tlaků a rychlostí deformace a je popsána na základě mikrostrukturních procesů uvnitř deformovaného materiálu s ohledem na tepelně aktivované pohyby dislokací a stanovení prahového napětí. Toto napětí je dle obr. 54 definováno jako výška bariéry  $F_i \tau_i$  při čtyřech teplotách  $T_0 = 0K$ ,  $T_1$ ,  $T_2$  a  $T_3$ . Hodnoty tepelné energie jsou vyznačeny šrafováním jako  $\Delta G_0$ ,  $\Delta G_1$  a  $\Delta G_2$ , přičemž výška bariéry klesá se zvyšující se teplotou, neboť smykové napětí se s teplotou snižuje až do teoretické nuly, při níž má tepelný efekt největší vliv.



Obr. 54: Stanovení prahového napětí k překonání bariéry pro dislokaci v závislosti na teplotě pro materiálový model dle Mechanical Threshold Stress [30].

Folansbee definoval změnu aktivační energie následujícím vztahem:

$$\Delta G_0 = G(T) \cdot b^3 \cdot g_0 \quad (1.27)$$

kde  $G(T)$  značí závislost modulu pružnosti ve smyku na teplotě,  $b$  [mm] velikost Burgersova vektoru a  $g_0$  [J] celkovou aktivační energii.

Obecná rovnice pro změnu aktivační energie má následující tvar:

$$\Delta G = \Delta G_0 \cdot \left[ 1 - \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^p \right]^q \quad (1.28)$$

kde  $p$  [-] a  $q$  [-] značí parametry tvaru aktivační bariéry.



Po dosazení rovnice 1.27 do rovnice 1.28 dostáváme následující výraz:

$$\Delta G = G(T) \cdot b^3 \cdot g_0 \cdot \left[ 1 - \left( \frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^p \right]^q \quad (1.29)$$

Obečnou rovnici pro změnu aktivační energie lze rovněž vyjádřit na základě následujícího výrazu, který značí růst změny energie s rostoucí teplotou:

$$\Delta G = k \cdot T \cdot \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \quad (1.30)$$

Konečný konstitutivní vztah dle Mechanical Treshold Stress na základě substituce rovnice 1.29 do 1.30 má následující tvar pro  $p = \frac{1}{2}$  a  $q = \frac{2}{3}$ :

$$\left( \frac{\sigma}{G(t)} \right)^{\frac{1}{2}} = \left( \frac{\sigma_0}{G(t)} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \left[ 1 - \left( \frac{k \cdot T}{G \cdot b^3 \cdot g_0} \cdot \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right)^{\frac{2}{3}} \right] \quad (1.31)$$

## 2 NÁVRH METODIKY TVORBY MATERIÁLOVÝCH MODELŮ NA VYBRANÉM MATERIÁLU [5], [7], [9], [11], [21], [25], [27], [40], [42], [44]

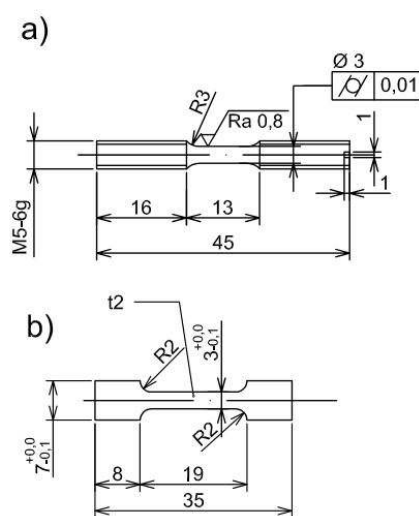
Hopkinsonův test slouží k vyhodnocení mechanického chování materiálu vzorku za dynamických podmínek zatížení. Výsledné chování lze posoudit na základě křivek  $\sigma - \varepsilon$  a  $\dot{\varepsilon} - \varepsilon$ , o jejichž vyhodnocení bylo detailně pohovořeno v průběhu předchozí kapitoly. Následující kapitola obsahuje praktickou experimentální metodiku tvorby materiálového modelu pro korozivzdornou ocel dle ČSN 41 7348. Pro hodnocení materiálu za vyšších rychlostí deformace byl vybrán Hopkinsonův tahový test s plochými vzorky, jež slouží pro analýzu plošné tvařitelnosti. Pro výrobu zkušebních vzorků bylo zvoleno laserové řezání a poté následovaly další dokončovací úpravy. Po provedení samotného experimentu s ohledem na zachycení důležitých termomechanických podmínek a parametrů zatížení zkušební vzorku byly provedeny výstupní testy materiálu týkající se mikrostruktury, analýzy lomových ploch a měření množství magnetických fází materiálu po dynamickém zatížení. V průběhu experimentu a po jeho vyhodnocení byla v závěru kapitoly formulována doporučení a další rozšíření možností využití uvedeného testu.

### 2.1 Zkušební vzorky

Hopkinsonův tahový test udává informace o objemové i plošné tvařitelnosti materiálu vzorku, charakter tvařitelnosti závisí na volbě tvaru vzorku. Válcové vzorky (obr. 55 a)) opatřené závitem na obou jeho koncích slouží pro vyhodnocení objemové tvařitelnosti, naopak ploché vzorky (obr. 55 b)) pro plošnou tvařitelnost.

Každý druh vzorku obnáší rozdílný upínací přípravek, ovšem zkušební zařízení se od sebe neliší a principem připomíná klasický Hopkinsonův kompresní test. Přípravek pro upínání plochých vzorků byl vyvinut v Laboratoři vysokých rychlostí deformace na FSI v rámci grantu a v roce 2010 byl přijat Úřadem průmyslového vlastnictví ČR jako užitný vzor č. 21472 [44]. K návrhu a konstrukci uvedeného přípravku vedly autory zejména nižší výrobní náklady na výrobu plochých vzorků a možnost analyzování charakteristik plošné tvařitelnosti.

V předkládané diplomové práci, jejíž cílem je ověření metodiky tvorby materiálového modelu, byl zvolen pro Hopkinsonův tahový test plochý tvar vzorku, který poslouží k vyhodnocení mechanického chování zvoleného materiálu při plošném tváření za dynamických podmínek zatěžování.



Obr. 55: Geometrie válcového a plošného zkušební vzorku pro Hopkinsonův tahový test [9].

#### 2.1.1 Výběr materiálu zkušebních vzorků [7], [25]

Pro ověření metodiky tvorby materiálového modelu byla zvolena austenitická chrom-niklová ocel X6CrNiMoTi 17-12-2 (alternativa k ČSN 41 7348 a 1.4571) stabilizovaná titanem ve formě

plechu válcovaného za studena. Chemické složení a mechanické vlastnosti jsou pro kvazistatické podmínky zatěžování shrnuty podle normy EN 10088-2 (plechy a pásy) v tab. 2.1 a 2.2, charakteristiky v tab. 2.3 a 2.4 jsou převzaty z atestovaného dokumentu, jež je součástí přílohy 5. Atest byl vyžádán autorkou diplomové práce ve společnosti AM-Metal Kuřim, jež se podílela na výrobě vzorků. Uvedený materiál byl zpracován ve formě plechu o tloušťce 2 mm a šířce 1290 mm předním světovým zpracovatelem korozivzdorných ocelí Aperam sídlícím v Belgii, kde byl rovněž proveden rozbor tavby a ověření mechanických vlastností při pokojové teplotě. Chemické složení předepsané dle normy EN 10088-2 pro ocel dle ČSN 41 7348 plně vyhovuje hodnotám z rozboru provedeným v roce 2013 ve společnosti Aperam a materiál byl identifikován jako v pořádku rovněž z hlediska dosažených mechanických vlastností a splnění požadavku korozivzdornosti dle EN ISO 3651/2-A.

Tab. 2.1: Chemické složení oceli dle ČSN 41 7348 ve formě plechu válcovaného za studena dle normy EN 10088-2 [7].

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S	P	Co
min [%]				10,50	16,50	2,00	5 · C				-
max [%]	0,080	1,00	2,00	13,50	18,50	2,50	0,700	-	0,015	0,045	-

Tab. 2.2: Mechanické vlastnosti oceli dle ČSN 41 7348 ve formě plechu válcovaného za studena dle normy EN 10088-2 při teplotě okolí [7].

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p1}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A [%]	KV podélné [J]	KV příčné [J]
min [%]	240	270	530	40	100	60
max [%]			680			

Tab. 2.3: Chemické složení oceli dle ČSN 41 7348 dle atestovaného dokumentu společnosti Aperam (EN 10204/3.1).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S
Předpokládané min				10,50	16,50	2,00			
složení [%] max	0,080	0,75	2,00	13,50	18,00	2,50	0,700	0,100	0,015
Skutečné [%]	0,021	0,37	1,16	10,55	16,66	2,03	0,293	0,010	0,005
	P	Co							
Předpokládané min		-							
složení [%] max	0,045	-							
Skutečné [%]	0,034	0,229							

Tab. 2.4: Mechanické vlastnosti oceli dle ČSN 41 7348 dle atestovaného dokumentu společnosti Aperam (EN 10204/3.1) při teplotě okolí.

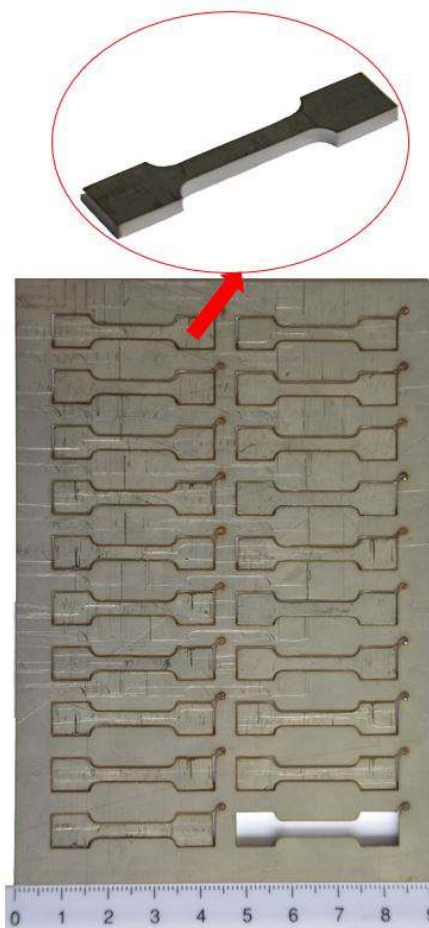
	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_{p1}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	Z [%]	tvrdost [HRB]
Předpokládané min	240	270	540	40	
vlastnosti max			690		95
Skutečné	288	314	580	51	77

Dle materiálového listu (viz příloha 6) lze konstatovat, že Cr-Ni-Mo-Ti ocel dle označení ČSN 41 7348 je odolná proti mezikrystalové i bodové korozi a odolává agresivnímu koroznímu prostředí zejména v kyselině sírové, fosforečné a v ostatních neoxidujících organických kyselinách. Korozivzdornost je zaručena i při dlouhodobé expozici v celém rozsahu kritických teplot.

Ocel je zaručeně svařitelná a je vhodná zejména pro tváření za tepla. Z hlediska praktického použití lze využít pro stavbu chemických zařízení vč. tlakových nádob či chemických potrubí a dále např. pro svařované komponenty v chemickém, lodním, textilním a papírenském průmyslu pro vyšší provozní teploty.

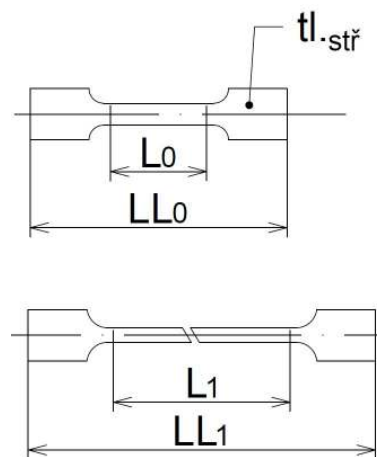
### 2.1.2 Výroba zkušebních vzorků a dokončovací operace

Zkušební vzorky z uvedeného materiálu byly vyrobeny (obr. 56) ve společnosti AM Metal s.r.o. sídlící v Kuřimi, jež se prosazuje v oblasti zpracování plechů použitím různých moderních technologií. Pro výrobu bylo využito univerzální řezací zařízení TruFlow 2700 W od společnosti Trumpf, jež patří do CO<sub>2</sub> laserové techniky. Při dělení materiálu laserem je paprsek o vysoké hustotě záření zaostřen bodově do tzv. ohniska a vzniká efekt tzv. key hole. Dynamický charakter paprsku umožňuje velmi rychlé natavení materiálu polotovaru, který okamžitě sublimuje a vyplní klíčovou díрку. Pro odstranění kovu z klíčové díry je nutné využít řezný plyn na rozdíl od laserového svařování. Pro výrobu zkušebních vzorků byl využit řezný plyn na bázi čistého dusíku, který umožní tzv. tavné dělení, při němž vzniká kvalitní řez téměř bez okujů na rozdíl od oxidačního řezání, což lze mj. sledovat rovněž z obr. 56. Tento druh plynu je využíván pro dělení korozivzdorných ocelí a barevných kovů. Další parametry dělení jsou shrnuty v tab. 2.5, přičemž pro řezání bylo využito maximálního výkonu laseru 2,7 kW. Místo vpichu laserového paprsku, jež lze pozorovat z obr. 56 v pravém horním rohu každého vzorku, je umístěno pro náš případ správně, neboť nezasahuje do měrné oblasti ve zúžené části vzorku a neovlivní tak její rozměry. Výroba zkušebních vzorků je vždy náročná a je nutné striktně dodržet požadované rozměrové i geometrické tolerance na základě výkresové dokumentace. Mimo to je nutné v tomto případě dodržet minimální ovlivnění struktury materiálu po dělení. Jinou technologií, vhodnou pro dělení plechů, je plazmové řezání, nicméně poté vzniká větší tepelně ovlivněná oblast a výrazně méně přesné rozměry. Nejvhodnější se jeví technologie řezání vodním paprskem, která je vhodná pro dělení téměř všech materiálů, vykazuje řez bez známek tepelně ovlivněné oblasti, avšak součásti mají menší přesnost. Na základě uvedeného bylo zvoleno laserové dělení, neboť po řezu vzniká relativně malá tepelně ovlivněná oblast s dodržáním přesných rozměrů. Po laserovém dělení byly provedeny dokončovací operace z důvodu přesného upnutí vzorku do přípravku. Pomocí ručních diamantových pilníků byly broušeny hrany a zaoblení vzorku sloužící k upnutí s ohledem na předepsanou geometrii vzorku dle obr. 55. Celá plocha vzorku byla poté jemně broušena pod vodou pomocí brusné houby s malou zrnitostí. Geometrie vzorku byla kontrolována v průběhu celého procesu broušení pomocí digitálního posuvného měřidla a celková kvalita ploch vzorků byla kontrolována vizuálně.



Obr. 56: Zkušební vzorky pro Hopkinsonův tahový test vyrobené laserovým řezáním.

Po procesu broušení následoval popis obou upínacích částí vzorku a rovněž měrné části vzorku pomocí popisovacího archu tzv. Propisot. Označení vzorku bylo poté zafixováno průhledným lakem od společnosti Motip. Před popisem vzorku je nutné povrch odmastit. S předpokladem možného smazání popisu vzorku během testu byl z opačné strany aplikován popis vzorku pomocí elektrojiskřového popisování. Po dokončovacích operacích bylo provedeno měření rozměrů vzorku, které patří mezi zásadní parametry sloužící k vyhodnocení mechanického chování daného materiálu vzorku při Hopkinsonově testu. Rozměry jsou uvedeny na obr. 57 a jedná se konkrétně celkovou délkou vzorku  $LL_0$ , měrnou délkou vzorku  $L_0$  a střední tloušťku plechu měřenou před testem a délky  $LL_1$  a  $L_1$  měřené po testu při přetržení vzorku.



Obr. 57: Měřené rozměry zkušebních vzorků pro vyhodnocení Hopkinsonova tahového testu.

Tab. 2.5: Parametry procesu laserového dělení zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test na stroji TruFlow 2700 W.

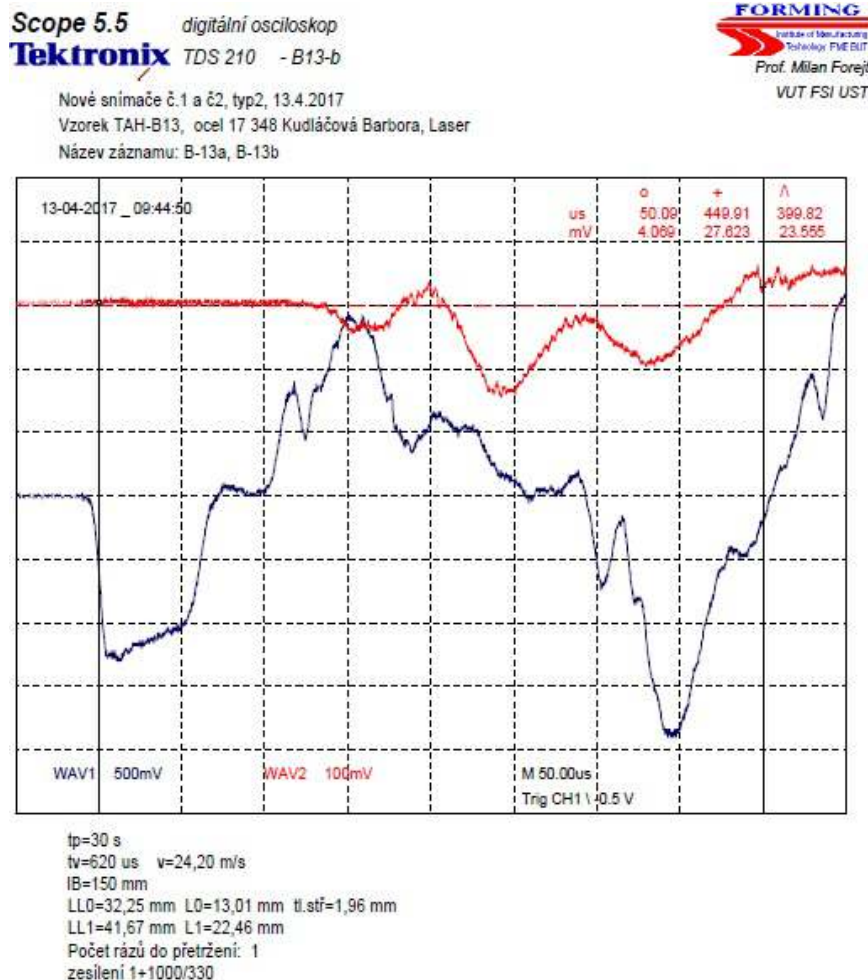
Druh laseru	CO <sub>2</sub>	Tlak řezného plynu	16 bar
Režim laseru	kontinuálním	Poloha trysky	1 mm
Výkon laseru	2,7 KW	Průměr trysky	1,4 mm
Řezná rychlost	$5,5 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$	Spínací frekvence	10 kHz
Druh řezného plynu	N <sub>2</sub>	Hodnota nastavení FokusLine	-1 mm

## 2.2 Analýza chování materiálu dle Hopkinsonova tahového testu

Zkušební vzorek po dokončovacích operacích, popisu a změření rozměrů byl uložen do tahového upínacího přípravku a podroben Hopkinsonovu tahovému testu. Po testu byly zaznamenány důležité parametry, jež poslouží k vyhodnocení chování vzorku uvedených v tab. 2.6 např. pro vzorek B13. Dále byl z osciloskopu přenesen záznam napěťových pulzů v čase snímaný kapacitními snímači, např. pro vzorek B13 záznam uveden na obr. 58 (ostatní záznamy viz příloha 7). Záznam byl zpracován v programu Scope, jež je kompatibilní pro zpracování signálu zaznamenaném osciloskopem TEKTRONIX (detailní popis viz kap. 1.1.2 *Hopkinsonův test*). Záznam je uveden se zesílením signálu 1+1000/330 pro snadnější a přesnější zpracování signálu napěťových pulzů. Modrá barva značí signál vstupní měrné tyče s rozlišením zatěžujícího a odraženého pulzu. Červená barva patří výstupní měrné tyči s rozlišením prošlého pulzu. Nepříznivý jev disperzí signálu na záznamu, jež je projevem osového rozkmitání měrných tyčí vlivem rázového účinku, byl v minulosti částečně eliminován pomocí utěsnění systému. Disperzi signálu je možné dále upravit pomocí vhodné matematické filtrace, kterou lze provést v programu Scope.

Tab. 2.6: Parametry zachycené po Hopkinsonově testu sloužící k vyhodnocení mechanického chování materiálu dle ČSN 41 7348 vzorku s označením B13.

Test: SHTBT		
Označení vzorku: B13	$LL_0 = 32,25 \text{ mm}$	Doba plnění= 30 s
Název záznamu: B-13a, B-13b	$L_0 = 13,01 \text{ mm}$	Rychlost impaktoru= $24,2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$
Metoda výroby: LASER	$LL_1 = 41,67 \text{ mm}$	Délka impaktoru= 150 mm B
Materiál: 17 348	$L_1 = 22,46 \text{ mm}$	Přetržen vzorek: ANO
Datum: 13.4.2017	$tl_{stř} = 1,96 \text{ mm}$	Počet rázů: 1



Obr. 58: Záznam napěťových pulzů pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu zkušební vzorek B13.

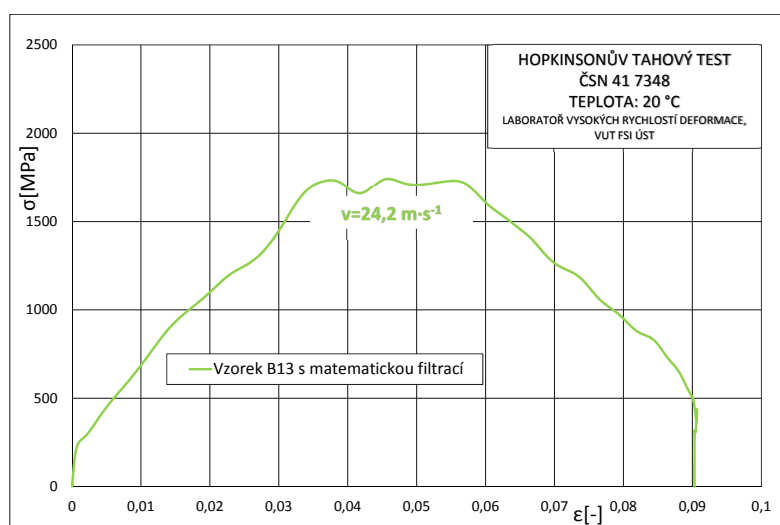
Postup při zpracování signálu je uveden v příloze 3, přičemž nejdříve je nutné signál přenést z programu Scope do formátu .XLS vhodného pro zpracování v tabulkovém procesoru MS Excel. Následuje odečtení zatěžujícího a prošlého pulzu, přičemž přesné a precizní odečtení je zárukou správnosti vyhodnocení. Odražený pulz je vyhodnocen zpětně na základě teorie jednorozměrného šíření napěťových pulzů jako rozdíl zatěžujícího a prošlého pulzu. Hodnoty radiálních napětí při roztahení/stažení měrných tyčí jsou přepočítány na základě rovnic uvedených v příloze 3 na hodnoty axiálních napětí působících na zkušební vzorek. Z dynamické rovnováhy sil na vzorek a z analýzy rychlostí pohybu tyče v kontaktu se vzorkem lze vyjádřit vztahy pro napětí, deformaci a rychlost deformace. Vzorky po Hopkinsonově testu lze sledovat na obr. 59, přičemž zkušební vzorky daného materiálu dosahují za nastavených termomechanických podmínek až dvakrát větší prodloužení. Mikrostruktura a lomová plocha vybraných vzorků bude hodnocena v následující kapitole.



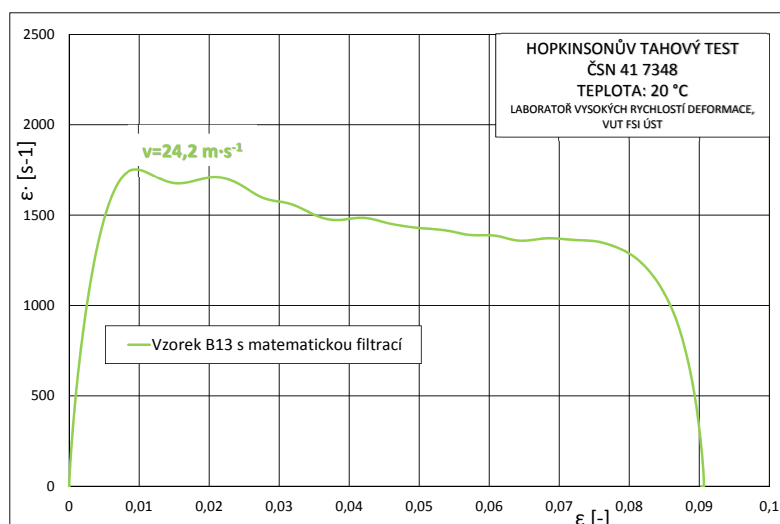
Obr. 59: Makrofotografie vzorků z oceli dle ČSN 41 7348 po Hopkinsonově tahovém testu.



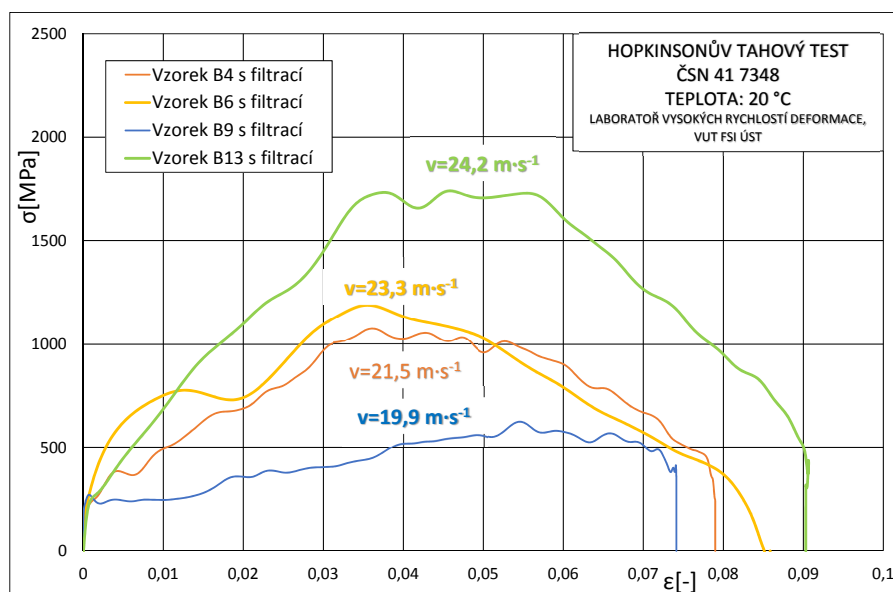
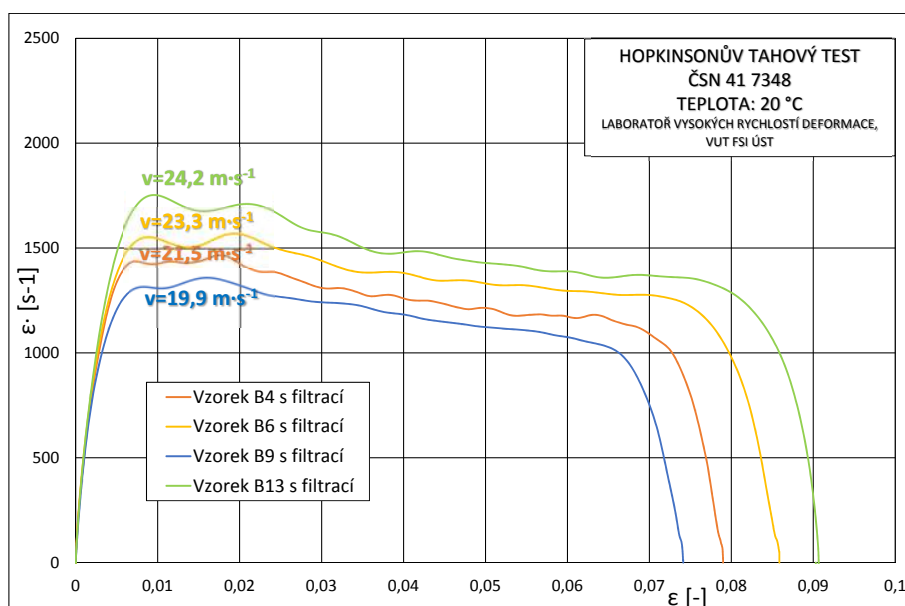
Vyhodnocením testu lze získat křivky  $\sigma - \epsilon$  a  $\dot{\epsilon} - \epsilon$ , např. pro vzorek B13 lze sledovat na obr. 60 a 61. Souhrnné diagramy  $\sigma - \epsilon$  a  $\dot{\epsilon} - \epsilon$  sestavené z dostatečně reprezentativních a technicky přijatelných záznamů lze sledovat na obr. 62 a obr. 63. Na základě souhrnných diagramů lze potvrdit, že teoretický rozbor uvedený v předchozích kapitolách potvrzují výsledky experimentálního měření. Neboť se zvyšující se rychlostí deformace  $\dot{\epsilon}$  dochází k nárůstu zpevnění materiálu vzorku, jež se projevuje nárůstem napětí potřebného k porušení vzorku. Tento fakt lze považovat za projev citlivosti zatěžovaného materiálu na rychlost deformace. Všechny uvedené křivky  $\sigma - \epsilon$  leží nad hranicí meze pevnosti  $R_m = 580 \text{ MPa}$  uvedené v atestovaném dokumentu společnosti Aperam při kvazistatických podmínkách zatěžování vyjma křivky pro vzorek B9, který byl zatížen rázem impaktoru s minimální rychlostí  $19,9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ , při níž ještě došlo k porušení vzorku na první ráz. U uvedeného vzorku se dynamické zatížení neprojevuje zásadní měrou jako u ostatních vzorků. Při rychlosti impaktoru  $19,5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  již vzorek přetržen nebyl, jednalo se konkrétně o vzorek B10.



Obr. 60: Vyhodnocení křivky  $\sigma - \epsilon$  pro ocel dle ČSN 41 7348 zkušební vzorek B13 po Hopkinsonově tahovém testu.



Obr. 61: Vyhodnocení křivky  $\dot{\epsilon} - \epsilon$  pro ocel dle ČSN 41 7348 zkušební vzorek B13 po Hopkinsonově tahovém testu.

Obr. 62: Vyhodnocení křivek  $\sigma - \epsilon$  pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu.Obr. 63: Vyhodnocení křivek  $\dot{\epsilon} - \epsilon$  pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu.

Praktický dopad uvedeného souhrnného diagramu pro ocel dle ČSN 41 7348 má pro procesy tváření zejména nepříznivý vliv, neboť tvářený materiál vykazuje větší odpor proti přetvoření avšak za současného snížení třecích podmínek v kontaktu. V případě, že uvedený nepříznivý důsledek je opomenut při dimenzování tvářecích nástrojů, lze očekávat jejich větší opotřebení, nutnost volby strojů s vyššími jmenovitými silami a při nedodržení uvedených poznatků hrozí nárůst zmetkovitosti dílů, nižší životnost nástrojů a strojů či v nejhorším případě jejich poškození. Na druhou stranu lze na základě experimentu dále konstatovat, že materiál dle ČSN 41 7348 vykazuje při daných termomechanických podmínkách vysokých hodnot tažností (až  $A = 73\%$  viz obr. 64) a z uvedeného důvodu jsou tyto druhy ocelí s výhodou využívány pro průmyslovou výrobu. Strojírenské dílce vyrobené vyšší rychlostí deformace z uvedeného materiálu vykazují

větší zpevnění, čili v provozu mnohem lépe odolávají zatížení a vykazují vyšší odolnost vůči opotřebení. Korozní odolnost je při zpracování materiálu vyššími rychlostmi deformace snížena.

Experimentálním měřením při Hopkinsonově tahovém testu bylo potvrzeno, že rychlost deformace se pohybuje přibližně v řádech  $10^3 \text{ s}^{-1}$  a výsledek zapadá do oblasti dynamických podmínek zatěžování dle tabulky 1.3, která přibližně odpovídá tváření na vysokorychlostních pneumatických bucharech či tvářecích automatech, při nichž nelze vliv setrvačných sil opomenout. Základní informace o parametrech zatížení vzorků během testu lze pozorovat z tab. na obr. 64, přičemž záznamy u vzorků označených modrou barvou byly použity pro vyhodnocení souhrnných diagramů  $\sigma - \varepsilon$  a  $\dot{\varepsilon} - \varepsilon$  pro daný materiál a dané termomechanické podmínky zatěžování. Informace uvedené v tabulce mohou při dalších experimentech posloužit k nastavení parametrů zatížení Hopkinsonových tahových testů souměřitelných materiálů, čili korozivzdorných ocelí s podobnými mechanickými vlastnostmi či vysoce houževnatých kovů. Parametry v tabulce udávají základní rozsah použitelných rychlostí impaktoru 150 B od minimální rychlosti  $19,48 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ , kdy ocel dle ČSN 41 7348 ještě nebyla porušena. Od uvedené rychlosti impaktoru došlo při experimentu k porušení ostatních vzorků vyjma jmenovaného B10 vždy na první ráz, přičemž tato rychlost odpovídá 15 s plnění vzdušníku.

SHTB test		Materiál: Ocel 17 348 tl-2 (tlstř=1,94 mm)			Datum: březen/duben 2017			Průřez měrné délky 3x 2 mm				
	Označení vzorku	[mm]	délka [mm]	Deformace		Zatěžování				Délka	Tažnost	Poznámka
		LL <sub>0</sub>	L <sub>0</sub>	ε <sub>b</sub>	φ	vzorek zkrácen	plnění t <sub>p</sub> [s]	rychlost		impaktoru	[%]	
		LL1	L <sub>1</sub>	ε <sub>φ</sub>				t <sub>v</sub> [μs]	v [m/s]	[mm]		
1	Tah B1	34,93	14,12	0,5850	0,4606	NE	22	667	22,49	150 B	58	přetržen + záznam
		43,70	22,38									
2	Tah B2	34,98	13,67	0,4996	0,4052	NE	30	600	25,00	150 B	50	přetržen + záznam
		43,93	20,50									
3	Tah B3	33,07	13,80	0,7341	0,5505	ANO	20/20	3529/695	4,25/21,6	150 B	73	přetržen na 2. ráz+ 2 záznamy
		43,45	23,93									
4	Tah B4	33,17	13,67	0,5779	0,4561	ANO	20	698	21,49	150 B	58	přetržen + záznam
		41,58	21,57									
5	Tah B5	32,74	13,84	0,5325	0,4269	ANO	20	693	21,65	150 B	53	přetržen + záznam
		40,51	21,21									
6	Tah B6	33,04	14,00	0,6271	0,4868	ANO	25	644	23,29	150 B	63	přetržen + záznam
		42,29	22,78									
7	Tah B7	32,45	13,92	0,7026	0,5321	ANO	30	601	24,96	150 B	70	přetržen + bez záznamu
		41,77	23,70									
8	Tah B8	32,80	13,75	0,6160	0,4800	ANO	30	614	24,43	150 B	62	přetržen + záznam
		42,42	22,22									
9	Tah B9	31,97	13,95	0,6344	0,4913	ANO	16	753	19,92	150 B	63	přetržen + záznam
		41,92	22,80									
10	Tah B10	32,12	13,83	0,5944	0,4665	ANO	15	770	19,48	150 B	59	nepřetržen + záznam
		41,03	22,05									
11	Tah B11	33,02	14,21	0,6165	0,4802	ANO	20	706	21,25	150 B	62	přetržen + záznam CHYBA ČÍTAČE
		42,67	22,97									
12	Tah B12	32,56	13,86	0,6140	0,4787	ANO	20	709	21,16	150 B	61	přetržen + záznam
		42,11	22,37									
13	Tah B13	32,25	13,01	0,7264	0,5460	ANO	30	620	24,19	150 B	73	přetržen + záznam
		41,67	22,46									
14	Tah B14	32,94	13,90	0,5309	0,4259	ANO	16	771	19,46	150 B	53	přetržen + záznam
		41,31	21,28									

Obr. 64: Parametry zatížení plošných zkušebních vzorků materiálu dle ČSN 41 7348 a jejich rozměry po Hopkinsonově tahovém testu.

Na základě konzultací se školitelem doporučuje autorka diplomové práce pro matematický popis mechanického chování korozivzdorné oceli dle ČSN 41 7348 model závislosti napětí na deformaci, rychlosti deformace a teplotě dle Johnson-Cooka na základě uvedených souhrnných diagramů napětí-deformace a napětí-rychlost deformace získaných na základě experimentálního měření. Model dle Johnson-Cooka byl zvolen, neboť byla na základě experimentálního měření prokázána citlivost oceli dle ČSN 41 7348 na rychlost deformace. Řešení a analýza vede na numerickou cestu pomocí simulačních softwarů jako např. LS Dyna. Měření Hopkinsonova

tahového testu pro uvedený materiál a uvedené termomechanické podmínky bylo provedeno v Laboratoři vysokých rychlostí deformace na ÚST Odboru tváření kovů a plastů (viz obr. 65).



Obr. 65: Zařízení pro Hopkinsonův test v Laboratoři vysokých rychlostí deformace [24].

## 2.3 Výstupní zkoušky vybraného materiálu

Vybrané zkušební vzorky po Hopkinsonově tahovém testu vyrobené z korozivzdorné austenitické oceli dle ČSN 41 7348 byly podrobeny analýze mikrostruktury, fraktografické analýze lomových ploch a měření zvýšeného obsahu magnetických fází po dynamických zatěžovacích podmínkách. Výsledky analýz jsou uvedeny v jednotlivých podkapitolách a potvrzují výsledky teoretického rozboru.

### 2.3.1 Analýza mikrostruktury [5]

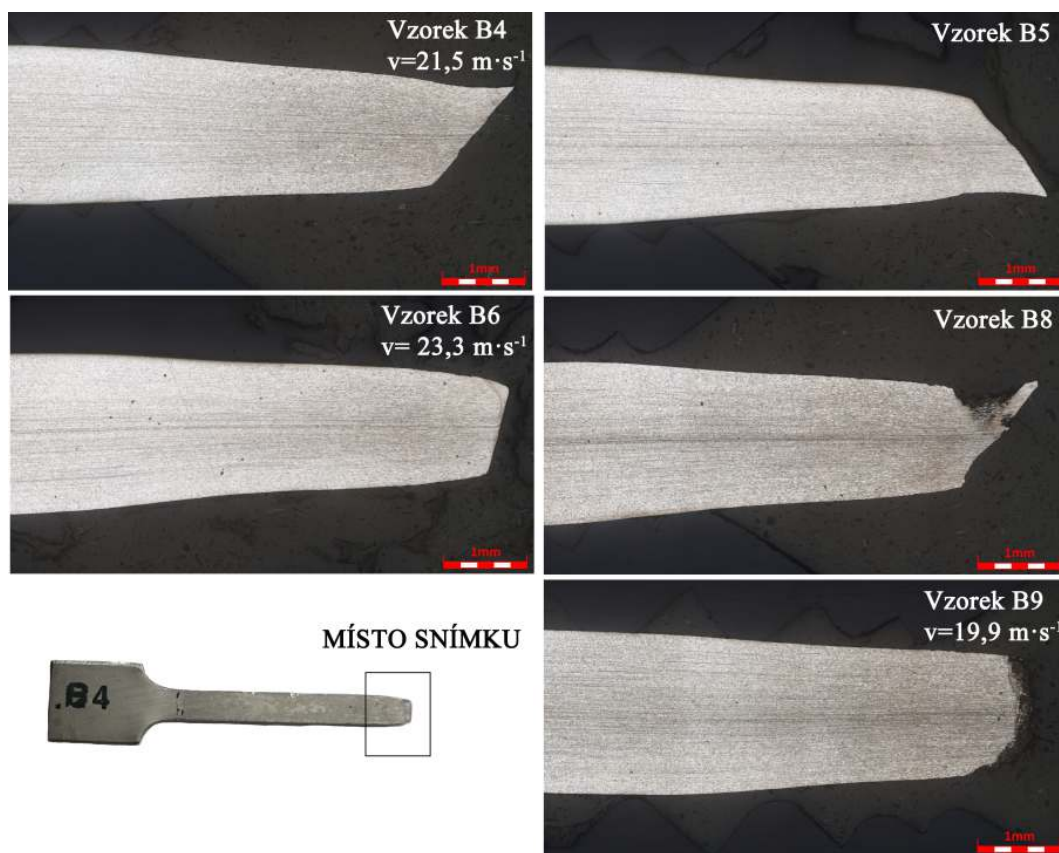
Příprava metalografických preparátů zkušebních vzorků po Hopkinsonově tahovém testu byla provedena pod vedením Ing. Lenky Klakurkové, Ph.D. v metalografické laboratoři Vědecko-technologického parku profesora Lista. Vzorky byly naděleny pomocí přesného metalografického dělicího zařízení STRUERS Secotom 50 a zalisovány za tepla do lisovací hmoty Levocit v lisovacím zařízení fy Struers (viz obr. 66). Metalografické výbrusy byly připraveny pomocí broušení za mokra a leštění diamantovými suspenzemi fy Struers a konečné mechanicko-chemické doleštění bylo provedeno pomocí suspenze OP-Chem fy Struers. Mikrostruktura materiálu byla vyvolána chemickým leptáním pomocí leptadla Vilella-Bain. Pozorování a dokumentace vzorků byly prováděny na 3D opto-digitálním mikroskopu OLYMPUS DSX510 s vysokým rozlišením. Vybrané snímky byly s ohledem na velikost vzorků a použité zvětšení (150x) mikroskopu získány skládáním z více zorných polí. Tyto snímky jsou v práci dále označeny jako „mapa“ (viz obr. 67). Mikrostruktura daného materiálu vykazuje vysokou mikročistotu, neboť na obr. 68 lze v neleptaném stavu sledovat výskyt nečistot ve formě oranžových karbonitridů titanu v malém množství a o malé velikosti s ohledem na dané zvětšení



Obr. 66: Připravené metalografické preparáty ze vzorků po Hopkinsonově tahovém testu.



mikroskopu. Vpravo na totožném obr. lze sledovat jemnozrnnou strukturu tvořenou polyedrickými austenitickými deformací neovlivněnými zrna usměrněnými dle směru válcování zprava-doleva a dvojčatové poruchy o nízké četnosti.

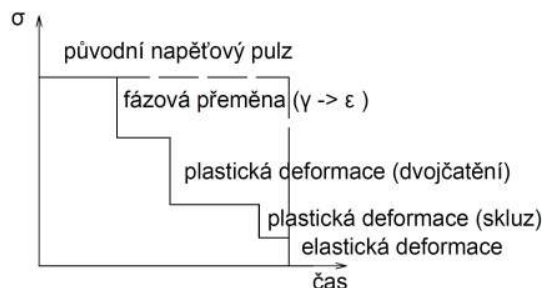


Obr. 67: Mapa snímků mikrostruktury vzorků po Hopkinsonově tahovém testu v oblasti lomové plochy se zvětšením 150x pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510.

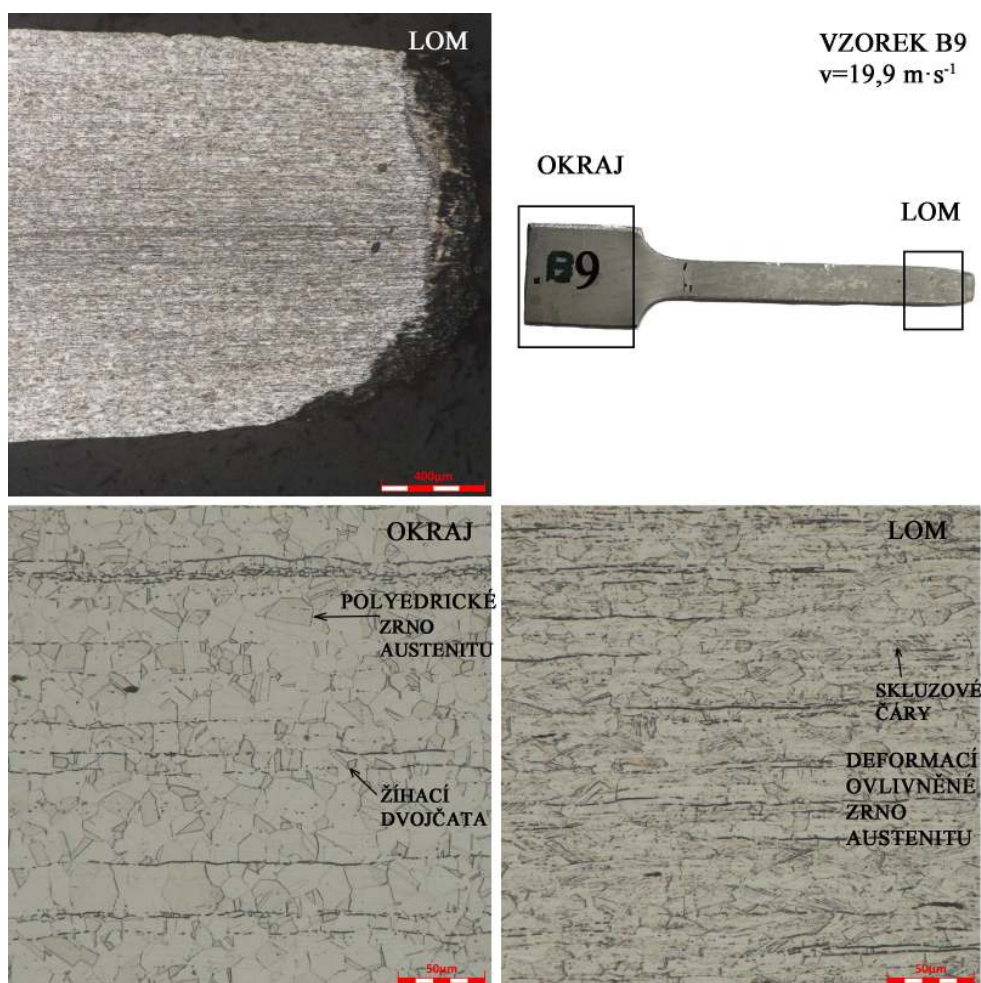


Obr. 68: Snímek mikrostruktury v nedeformované upínací části vzorku B10 po Hopkinsonově tahovém testu v neleptaném (vlevo) a leptaném stavu (vpravo) pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510.

Deformovaná mikrostruktura vzorku po Hopkinsonově tahovém testu lze sledovat z obr. 70 (lom). Deformací neovlivněné austenitické zrno (okraj) bylo rázovým zatížením deformováno v podélném směru ve směru působení tahové síly. Na snímcích s totožným rozlišením lze sledovat hustou četnost skluzových čar, které jsou typickým projevem plastické deformace při zatížení za zvýšených rychlostí deformace. Projevu skluzových čar uvnitř mikrostruktury předchází přeměna fáze gama (austenit) na epsilon martenzit (transformačně indukovaná forma martenzitu), poté probíhá plastická deformace dvojčatěním a následuje plastická deformace skluzem s projevem skluzových čar ve finální fázi. Uvedený časový profil čela rázové vlny lze sledovat z obr. 69 [5]. Aby bylo umožněno jednoznačně určit, zdali došlo k uvedené změně krystalografické mřížky, mikrostrukturu by bylo nutné pozorovat pomocí transmisní elektronové mikroskopie. S využitím světelné mikroskopie nelze rozdíl mezi vysokou četností deformačních dvojčat a transformačně indukovaným martenzitem jasně stanovit, nicméně obojí uvedené se projevuje změnou magnetických vlastností. Detailní pohled na snímek z obr. 70 lze pozorovat v příloze 8.



Obr. 69: Schéma časového profilu čela rázové vlny šířící se ve tvárném materiálu [5].

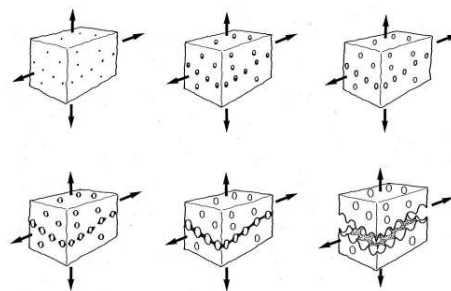


Obr. 70: Snímky mikrostruktury vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu v nedeformované (okraj) a deformované (lom) oblasti pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510.

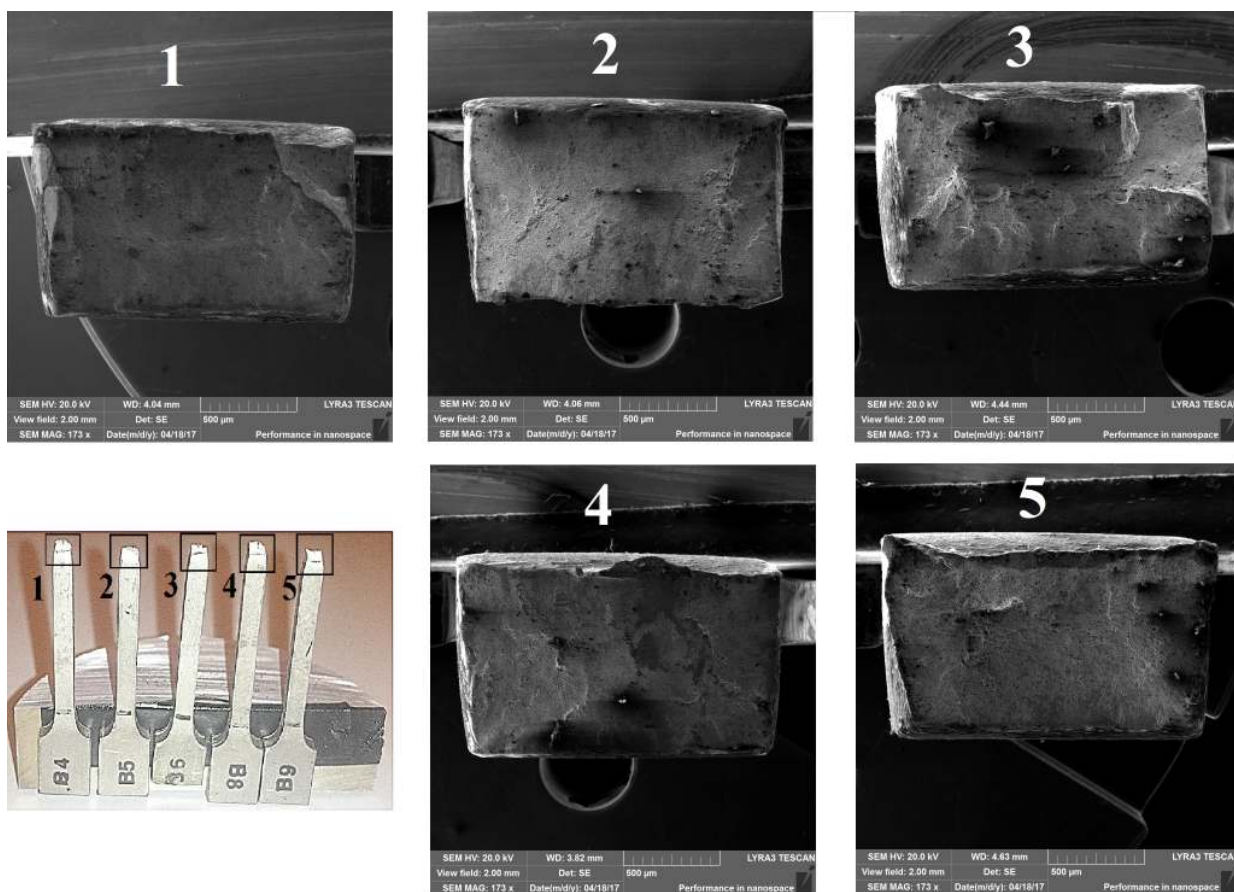


### 2.3.2 Analýza lomové plochy [27], [42]

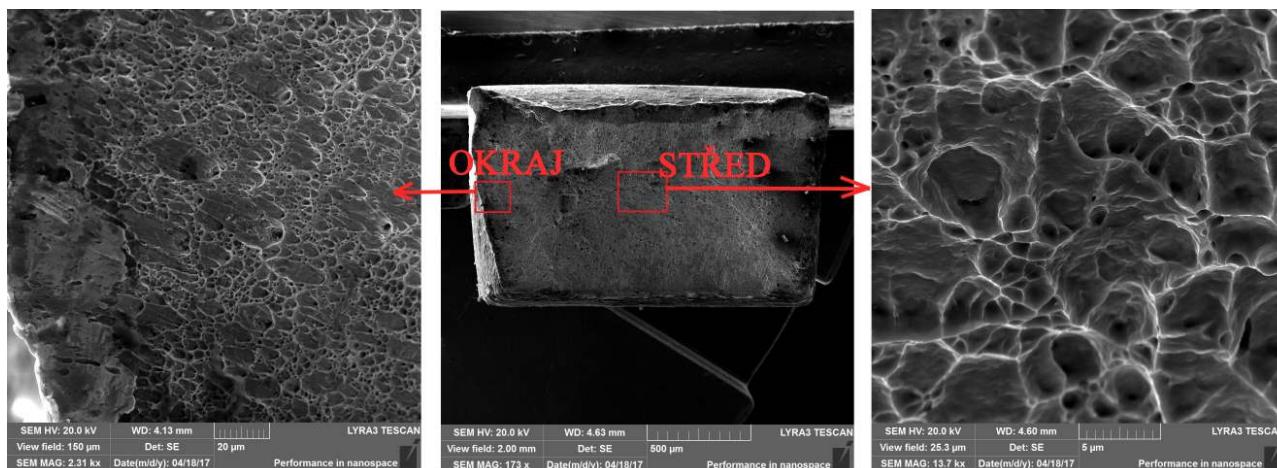
Lomová plocha vybraných vzorků po Hopkinsonově tahovém testu byla pozorována a snímkována pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu (SEM) společnosti Tescan Lyra 3 pod vedením Ing. Lenky Klakurkové, Ph.D. v Laboratoři přípravy a charakterizace nanostruktur v prostorách CEITEC VUT. Makrosnímky lomové plochy vč. označení místa snímání lze pozorovat na obr. 72, přičemž vyleštěné plochy na snímku 4 lze považovat za artefakty po poškození lomových ploch vzorků vzájemným přitlaččením obou částí vzorku k sobě nikoli známky usmyknutí charakteristické pro porušení křehkým lomem. Kruhové útvary na makrosnímcích lze považovat za prachové částice. Všechny zkušební vzorky byly porušeny tvárným lomem s tzv. jamkovou morfologií, jejíž fáze vzniku a růstu lze pozorovat z obr. 71 a skutečnou podobu ze snímku na obr. 73. Nejčastějším místem vzniku jamek je rozhraní mezi relativně poddajnější matricí a částicemi druhé fáze (karbidy, vměstky, inkluze). Ke vzniku jamek dochází v celém průběhu zatěžování a jamky rostou a následně se začínají propojovat, přičemž jejich rozmístění, tvar a růst jsou odlišné v závislosti na mikrostruktuře a historii zatěžování. Ve středu vzorku lze z obr. 73 sledovat výrazné sférické dutiny, naopak v okraji vzorku má materiál tendenci dosáhnout protažení dutin až fázi usmyknutí na samém okraji vzorku.



Obr. 71: Schématické zobrazení fází mechanismu tvárného porušování v podobě jamkové morfologie-vznik, růst a propojování dutin [42].



Obr. 72: Makrosnímky lomových ploch vzorků po Hopkinsonově tahovém testu.



Obr. 73: Mikrosnímky lomové plochy vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu s jamkovou morfologií.

### 2.3.3 Měření magnetických vlastností [11]

V důsledku dynamického zatížení materiálu došlo k narušení mikrostruktury a ke zvýšení hustoty skluzových čar uvnitř austenitických zrn, což v důsledku vede k navýšení procenta magnetických fází. Měření intenzity a velikosti feromagnetismu materiálu dle ČSN 41 7348 po Hopkinsonově tahovém testu bylo provedeno nedestruktivní metodou na Akademii věd Ústavu fyziky materiálů pod vedením Ing. Jiřího Mana, PhD. pomocí zařízení tzv. feritoskopu FERITSCOPE® FMP30 od firmy Fischer (viz obr. 74). Zařízení je určeno přednostně k měření obsahu feritu,  $\delta$ -feritu a martenzitu u austenitických a duplexních korozivzdorných ocelí po svaření v tepelně ovlivněné oblasti, avšak lze jej využít rovněž k měření zmagnetizování austenitických korozivzdorných ocelí po dynamickém tváření. U svarových spojů je nutná kontrola obsahu feritu a v případě, že je obsah feritu v tepelně ovlivněné oblasti o předpokládaném množství, je zajištěna vysoká houževnatost a zaručená odolnost vůči korozi. Zařízení měří na principu magnetické indukční metody, kdy na povrch měřeného materiálu je ručně přiložena sonda a na displeji feritoskopu lze odečíst hodnotu % magnetické fáze.

Měření je snadné a uživatelsky přívětivé, před každým měřením lze provést kalibraci na základě etalonů se striktně stanoveným obsahem feritu. U základního materiálu byla před deformací naměřena průměrná hodnota magnetické fáze na povrchu 0,49%, což odpovídá pozici 1 na obr. 75 a po tloušťce 0,99% (viz tab. 2.7). Teoreticky by měla být austenitická korozivzdorná ocel v základním stavu nemagnetická, ovšem z praktického



Obr. 74: Zařízení pro měření obsahu magnetických fází FERITSCOPE® FMP30 [11].



Obr. 75: Místa měření množství magnetických fází pomocí feritoskopu na povrchu vzorků po Hopkinsonově tahovém testu.

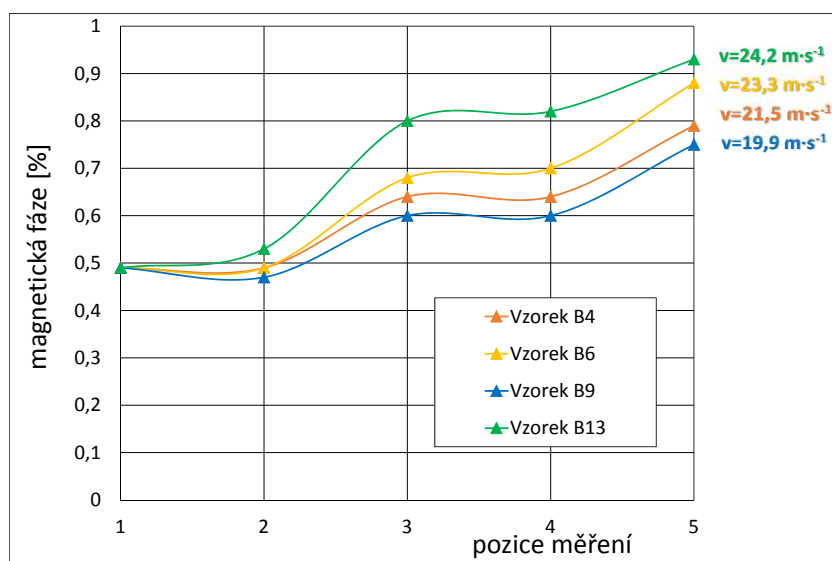


Obr. 76: Místa měření množství magnetických fází pomocí feritoskopu po tloušťce na vzorcích po Hopkinsonově tahovém testu.

hlediska je u běžně dostupných materiálů vždy nějaké procento magnetické fáze (v důsledku  $\delta$  – feritu) naměřeno stejně jako v tomto případě. Po deformaci byla měřena procentuální hodnota magnetické fáze v upínací části s nulovým přetvořením (poz. 2 na obr. 75) a dále ve třech místech od upínací části k místu porušení (poz. 3 ÷ 5), kde byla prokázána maximální rychlost deformace vzorku. Jednotlivé hodnoty vč. měření obsahu magnetické fáze po tloušťce (poz. 6 ÷ 9) jsou uvedeny pro vzorky B4, B6, B9 a B13 v tab. 2.7, z které lze doložit nárůst obsahu magnetické fáze se zvyšující se rychlostí deformace. V tabulce jsou pro jednotlivé pozice uvedeny průměrné hodnoty, neboť mírný rozptyl hodnot byl ovlivněn přesností daného měřidla. Z tabulky a grafu na obr. 77 sestaveného na základě tabulkových hodnot vyplývá, že v místě s maximální rychlostí deformace v blízkosti lomu (poz. 5) je procentuální obsah magnetické fáze na povrchu vzorku přibližně (avšak méně než) dvojnásobný oproti nezdeformované upínací části. Statisticky stanovená hodnota relativní chyby měření byla stanovena z opakovaných 10 měření v totožném místě vzorku na rozptyl  $\pm 0,05\%$  magnetické fáze, přičemž se snižující se tloušťkou a zmenšující se obsahem magnetické fáze se chyba měření u daného přístroje zvyšuje. Z uvedeného vyplývá, že měření pomocí feritoskopu slouží k orientačnímu stanovení intenzity zmagnetizování, avšak účel pro teoretický předpoklad rostoucích magnetických vlastností s rostoucí rychlostí deformace byl prokázán.

Tab. 2.7: Naměřené procentuální průměrné hodnoty obsahu magnetické fáze ve vzorcích B4, B6, B9 a B13 po Hopkinsonově tahovém testu.

	Poz. 1	Poz. 2	Poz. 3	Poz. 4	Poz. 5	Poz. 6	Poz. 7	Poz. 8	Poz. 9
Před deformací	0,49%	0,49%	0,49%	0,49%	0,49%	0,90%	0,99%	1,00%	0,99%
Po deformaci									
B4 ( $21,5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	0,49%	0,49%	0,64%	0,64%	0,79%	0,96%	1,00%	1,20%	1,30%
B6 ( $23,3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	0,49%	0,49%	0,68%	0,70%	0,88%	0,92%	1,20%	1,30%	1,30%
B9 ( $19,9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	0,49%	0,47%	0,60%	0,60%	0,75%	0,98%	1,20%	1,30%	1,30%
B13 ( $24,2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ )	0,49%	0,53%	0,80%	0,82%	0,93%	0,97%	1,20%	1,20%	1,30%



Obr. 77: Závislost množství magnetických fází s rostoucí rychlostí deformace u vzorků B4, B6, B9 a B13 po Hopkinsonově tahovém testu..

## 2.4 Doporučení a rozšíření možností Hopkinsonova tahového testu

Na základě zkušeností získaných z experimentálního měření Hopkinsonova tahového testu lze doporučení formulovat do následujících bodů:

- nutnost technické revize čítače času plnění vzdušníku,
- nutnost pravidelné technické revize kapacitních snímačů,
- přebroušení otvoru pouzdra tahového přípravku v kontaktu s výstupní měrnou tyčí pro dosažení ideálně bodového kontaktního přenosu signálu,
- nutnost pravidelné kontroly rozměrů impaktorů 150B a 100B v důsledku nežádoucího napěchování při přetížení impaktorů,
- nutnost provedení zkušební měření na zkušebním vzorku z totožného materiálu popř. materiálu se souměřitelnými vlastnostmi a chemických složením před každým experimentem,
- ze záznamu na zkušebním vzorku nutná kontrola čítače plnění vzdušníku, rychlosti impaktoru dle zpracované závislosti na základě doby plnění ( $15 \div 25 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ ), dále kontrola přibližné výšky zatěžujícího a prošlého pulzu, zapsání parametrů zatěžování vzorku a kontrola uložení záznamu do paměti počítače,
- zkrácení délky zkušebních vzorků,
- možnost ověření dynamického tahového účinku pro svarové spoje.

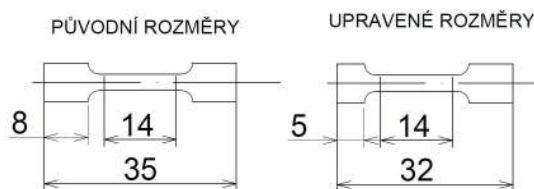
Z hlediska prokázaných vysokých hodnot tahových zvolené austenitické korozivzdorné oceli dle ČSN 41 7348 rovněž při vysokých rychlostech deformace se ukázalo, že při tahovém zatížení naráží převislá upínací část vzorku do prohlubně vidlicově upravené vstupní měrné tyče. V důsledku toho dochází mj. k ovlivnění napětově-deformačního stavu zkušební vzorku o přidání ohybového napětí při nárazu (viz obr. 78), což ve výsledku vede na nadměrné opotřebování vstupní měrné tyče a rovněž přípravku na tahové zatížení.

Z uvedeného důvodu byla upravena geometrie zkušebních vzorků vyrobených z materiálů vykazujících vysoké stupně přetvoření zkrácením jedné upínací délky, která bude uložena v přírubě přípravku. Úprava geometrie je patrná z obr. 79, přičemž zkrácenou část je nutné vložit do příruby přípravku, která je umístěna na straně vstupní měrné tyče s vidlicovým vybráním.

Z hlediska rozšíření možností využití Hopkinsonova testu byly podrobeny na dynamické tahové zatížení svarového spoje. Vzorky byly odebrány z 2 mm plechu austenitické korozivzdorné



Obr. 78: Deformovaná upínací část vzorku ohybem po Hopkinsonově tahovém testu.



Obr. 79: Doporučená úprava geometrie plochého vzorku pro Hopkinsonův tahový test.



oceli dle ČSN 41 7240, která vznikla svařením dvou tabulek plechu pomocí laseru. Svařování a odběr vzorků byl proveden AV ÚPT pod vedením doc. RNDr. Libora Mrni, Ph.D. na laserovém pracovišti. Vzorky z označením  $S1 \div S5$  jsou ve středu měrné části opatřeny swarem, vzorky  $P1 \div P6$  jsou odebrány ze základního materiálu bez svaru. Zprvu se vyskytla obava, že vzorky po svaření vykazují jistou deformaci a nebude je možné do přípravku upnout, nicméně rozhodně po svaření pomocí laserového paprsku se obavy nenaplnily a vzorek byl bez problémů upnut do drážky příruby i kontejneru. Z uvedeného důvodu lze možnost rozšíření využití Hopkinsonova testu pro svarové spoje považovat za ověřené a lze jej dále do budoucna rozvíjet např. pro jiné spojovací technologie. S výhodou lze rovněž využít analýzy lepených či pájených spojů popř. kvalitu navařovaného povrchu na základním materiálu či pevnost a přilnavost povrchu po povrchové úpravě za dynamického zatěžování.



Obr. 80: Vzorky se svarem a bez svaru z materiálu dle ČSN 41 7240 po Hopkinsonově tahovém testu.

### 3 TECHNICKO-EKONOMICKÉ HODNOCENÍ [32]

Z technického hlediska bylo pro tvorbu materiálového modelu oceli dle ČSN 41 7348 využito unikátního zařízení pro Hopkinsonův test s adaptérem pro tahové zkoušky plochých vzorků. Dle nákladového stanovení ceny technologie laserového dělení materiálu, pomocí které byly zkušební vzorky zhotoveny, byla zpracována tabulka nákladů 3.1, jež vede ke stanovení hodinové sazby technologie laserového dělení. Hodnoty uvedené v tabulce jsou stanoveny na základě doporučení doc. RNDr. Libora Mrni, Ph.D, jehož prezentace je uvedena v seznamu použitých zdrojů. Náklady uvedené v tabulce se v jednotlivých strojírenských podnicích mohou lišit. Hodnota odpisů zahrnuje náklady na pořízení laserového zařízení s ohledem na stanovenou dobu návratnosti stroje při nepřetržitém provozu. Stlačený vzduch je využíván pro ochranu optiky laseru. Celková hodinová sazba za danou technologii lze dále uvažovat s ohledem na efektivitu výroby, která se ve strojírenských podnicích pohybuje přibližně v intervalu  $50 \div 80\%$ , přičemž s nárůstem sériovosti výroby efektivita práce stoupá. V položce pro zisk lze uvažovat investice do dalších přístrojů, do výzkumu apod. Pro výrobu zkušebních vzorků bylo možné zvolit technologii dělení pomocí vodního paprsku, ovšem hodinová sazba byla stanovena přibližně na 4 000 Kč/hod a z hlediska dosažení menší přesnosti rozměrů se projevila technologie laserové dělení jako optimální.

Tab. 3.1: Hodinová sazba technologie laserového dělení pro výrobu plochých vzorků [32].

Položka	Cena/částka	Upřesnění	Hodinová sazba
Odpisy:	15 000 000 Kč	provoz 6 000 hod/rok, 5 let	500 Kč/hod
Elektrická energie:	2,50 Kč/kWh	příkon 40 kWh	100 Kč/hod
Řezné médium (dusík):	4 Kč/m <sup>3</sup>	spotřeba 5 m <sup>3</sup> /hod	20 Kč/hod
Stlačený vzduch:	0,5 Kč/m <sup>3</sup>	spotřeba 25 m <sup>3</sup> /hod	13 Kč/hod
Mzda operátora:	180 Kč/hod	odvody 32%	238 Kč/hod
Spotřební díly:	50 000 Kč/rok		8 Kč/hod
Servis:	120 000 Kč/rok		20 Kč/hod
Režie:			+200%
Zisk:			+10%
<b>Celkem:</b>			<b>2 472 Kč/hod</b>

Celkové náklady na výrobu 20 ks plochých zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test z oceli dle ČSN 41 7348 pomocí technologie laserové dělení jsou shrnuty v tab. 3.2. Pro výrobu vzorků byla využita část tabule plechu 160x100 mm, což přibližně odpovídá 28 Kč za cenu základního materiálu, neboť cena tabule plechu z korozivzdorné oceli odpovídá přibližně 3 500 Kč při rozměrech tabule plechu 1000x2000x2 mm. Za předpokladu hodinové sazby technologie laserového dělení lze 15 minut výrobního času vyčíslit přibližně na 620 Kč. Celková částka na výrobu 20 ks zkušebních vzorků z korozivzdorné oceli o tloušťce 2 mm dosahuje přibližně 650 Kč. V porovnání s předběžnou kalkulací výroby 20 ks válcových vzorků na přibližně 10 000 Kč z totožného materiálu lze náklady na ploché vzorky považovat za přijatelné.

Tab. 3.2: Náklady na výrobu 20 ks plochých zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test pomocí laserového dělení.

Položka	Částka
Základní materiál:	28 Kč
Náklady na výrobu:	620 Kč
<b>Celkem:</b>	<b>648 Kč</b>



## 4 ZÁVĚRY DIPLOMOVÉ PRÁCE

Znalost materiálového modelu je základní vstupní informace pro návrh a výrobu nástrojů či strojních součástí vyrobených plošným či objemovým tvářením. Nejefektivnějším způsobem stanovení materiálového modelu a s tím související předvídání zmetkovitosti či havárie je aplikace vhodné experimentální metody. Z materiálového modelu lze vyčíst průběh mechanického chování daného materiálu při daných termomechanických podmínkách, které je v průběhu fyzikálního experimentu nezbytně nutné přizpůsobit dané tvářecí technologii a naopak nezanášet nevědomě nadbytečné parametry způsobující zásadní ovlivnění průběhu. Některé experimentální metody, zejména při kvazistatických podmínkách zatížení, jsou již normalizovány a veškeré podmínky jsou striktně stanoveny. Avšak zejména experimentální metody probíhající za dynamických podmínek zatěžování vlastní normu nemají. Jedním z hlavních důvodů je velmi krátká doba trvání napěťových pulzů dosahující řádově desítky mikrosekund při vysokém až enormně vysokém zatížení. Experiment vyžaduje unikátní a spolehlivou měřicí techniku vysoké přesnosti a experiment není prakticky možné v průběhu zastavit jako při testech za kvazistatických podmínek. V průběhu zatížení za zvýšených rychlostí deformace reaguje materiál na řadu velmi rychle se měnících parametrů jako lokální nárůst teploty, zpevnění, rychlosti deformace, stavu napjatosti a proces plastické deformace uvnitř zatěžujících vzorků je bez pochyb nehomogenní. Z uvedených důvodů vyplývá složitost opakovatelnosti experimentů a kvantifikace výsledků, což vede na stížení stanovení jednotlivých podmínek a normalizování podkladů k těmto zkušebním metodám. Přes uvedenou problematiku vedou výsledky Taylorova a Hopkinsonova testu na nenahraditelné informace o mechanickém chování materiálu, neboť většina materiálů vykazuje naprosto odlišné mechanické chování při kvazistatických a dynamických podmínkách zatěžování. Vzhledem k faktu, že většina tvářecích procesů probíhá za dynamických podmínek a jen malá část lze přirovnat ke kvazistatickým, stávají se tyto testy mj. pro strojírenské technologie podstatou jakékoli analýzy technologického problému. Předložená práce měla možnost nahlédnout na mechanické chování austenitické korozivzdorné oceli dle ČSN 41 7348 a poskytnout informace široké veřejnosti o daném materiálu z hlediska plošné tvařitelnosti při zatížení vyššími rychlostmi deformace při Hopkinsonově tahovém testu. Ze 14 experimentálních měření byly vybrány 4 technicky přijatelné záznamy vzorku B4 při rychlosti impaktoru  $19,9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ , vzorku B6 při rychlosti impaktoru  $23,3 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ , vzorku B9 při rychlosti impaktoru  $21,5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  a vzorku B13 při rychlosti impaktoru  $24,2 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ . Z uvedených záznamů byl na základě analytického rozboru dynamické rovnováhy sil na vzorek a z rychlosti pohybu tyčí v kontaktu vytvořen souhrnný diagram závislosti napětí na deformaci  $\sigma - \epsilon$  a dále diagram rychlosti deformace na deformaci  $\dot{\epsilon} - \epsilon$ , které lze považovat za materiálový model. Z diagramů byly potvrzeny teoretické výsledky dávající představu o skutečném chování materiálu, neboť s rostoucí rychlostí deformace  $\dot{\epsilon}$  došlo k navýšení napětí v důsledku zvýšení zpevnění. Všechny křivky leží nad mezí pevnosti stanovené na základě atestovaného dokumentu při kvazistatických podmínkách zatížení a bylo rovněž potvrzeno, že mez kluzu  $R_e$  a další pevnostní charakteristiky nelze považovat za tabelární hodnotu výchozího materiálu, ale je to veličina závislá mj. na rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}$ . Praktický dopad těchto křivek je přínosem pro technologickou praxi, neboť byl prokázán a je nutné respektovat nepříznivý vliv zvýšené rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}$  na navýšení deformačního odporu materiálu nutného k přetvoření materiálu, avšak za současného navýšení tažností (prokázáno až  $A=73\%$ ), snížení tření a nárůstu množství magnetických fází, jež bylo změřeno pomocí feritoskopu. U všech 14 zkušebních vzorků nastalo porušení tvárným lomem s typickou jamkovou morfologií a v mikrostruktuře lze sledovat zvýšenou hustotu skluzových čar způsobujících

feromagnetismus. Experimentálním měřením v průběhu Hopkinsonova tahového testu bylo potvrzeno, že rychlost deformace se pohybuje přibližně v řádech  $10^3 \text{ s}^{-1}$ , což odpovídá tváření na vysokorychlostních pneumatických bucharech či tvářecích automatech, při nichž nelze vliv setrvačných sil opomenout. Pro matematický popis materiálového modelu byl doporučen model dle Johnson-Cooka, neboť při potvrzení citlivosti dané korozivzdorné oceli na rychlost deformace dokáže zvolený model popsat chování materiálu v závislosti napětí současně na teplotě, rychlosti deformace a stupni deformace. Tento model umožňuje provést další navazující analýzy pomocí simulačního softwaru jako např. LS Dyna na základě numerického řešení. Nad rámec cílů předložené diplomové práce byla prokázána využitelnosti metodiky tvorby materiálového modelu po Hopkinsonově tahovém testu na vybraném materiálu bez a se svarovým spojem a byla navržena další využití uvedeného testu např. pro aplikace analýzy lepených či pájených spojů, popř. kvalitu navařovaného povrchu na základním materiálu či pevnost a přilnavost povrchu po povrchové úpravě při dynamickém zatížení. Na základě technicko-ekonomického zhodnocení byla prokázána metoda dělení plochých zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test pomocí laserového řezání jako optimální z hlediska ekonomického a rovněž z důvodu dosažené vyšší přesnosti než při aplikaci dělení vzorků vodním paprskem.

# SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

1. ACOSTA, C.A., C. HERNANDEZ, A. MARANON a J.P. CASAS-RODRIGUEZ. Validation of material constitutive parameters for the AISI 1010 steel from Taylor impact tests. *Materials & Design* [online]. Elsevier, 2016, (110), 324-331 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.134>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127516310413>.
2. Automotive Stamping and Forming: Improve Press Production Capabilities and Profitability. *Rockwell Automation* [online]. USA, 2017 [cit. 2017-03-26]. Dostupné z: <http://www.rockwellautomation.com/global/industries/automotive/overview.page?pagetitle=Automotive-Metal-Stamping-Automation-Systems&docid=79ec7213c27f029f00abe64ed4b46831>.
3. Ballistics: Ballistics Systems. *Paraclete Proven Under Fire* [online]. Point Blank Enterprises, 2017 [cit. 2017-04-30]. Dostupné z: <http://www.pointblankenterprises.com/paraclete/ballistics-paraclete.html>.
4. BREPTA, Rudolf a Miroslav PROKOPEC. *Šíření napětových vln a rázy v tělesech*. 1. Praha: Academia, 1972, 524 s.
5. BUCHAR, Jaroslav a Josef VOLDŘICH. *Terminální balistika*. 1. vyd. Praha: Akademie věd České republiky, 2003. ISBN 80-200-1222-2.
6. *Citace Pro: Generátor citací* [online]. 2016 [cit. 2017-04-30]. Dostupné z: <http://citace.lib.vutbr.cz/dokument/Lc9g1KcY0ud4hQZx>.
7. ČSN EN 10088-2. *Korozivzdorné oceli: Část 2: Technické dodací podmínky pro plech a pás z ocelí odolných korozi pro všeobecné použití*. Praha: Český normalizační institut, 2005, 45 s.
8. ČSN EN ISO 6892-1. *Kovové materiály - Zkoušení tahem: Část 1: Zkušební metoda za pokojové teploty*. Praha: Úřad pro technickou normalizaci, metrologii a státní zkušebnictví, 2010, 64 s.
9. DOHNAL, Ivo. *OVĚŘENÍ MOŽNOSTI VYUŽITÍ TAHOVÉ DEFORMACE PŘI HOPKINSONOVĚ TESTU*. Brno, 2014. Dizertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojíního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Prof. Ing. Milan Forejt, CSc.
10. FARLÍK, Alois a Emanuel ONDRÁČEK. *Teorie dynamického tváření*. Praha: SNTL, 1968, 314 s.
11. FERITSCOPE® FMP30: Measurement of the Ferrite Content in Austenitic and Duplex Steel. *Fischer technology, Inc* [online]. USA: Fischer worldwide, 2017 [cit. 2017-04-12]. Dostupné z: [http://www.fischer-technology.com/fileadmin/user\\_upload/default/Brochures/en-gb/BROC\\_FMP30\\_FERITSCOPE\\_902-039\\_en.pdf](http://www.fischer-technology.com/fileadmin/user_upload/default/Brochures/en-gb/BROC_FMP30_FERITSCOPE_902-039_en.pdf).
12. FOREJT, Milan a Miroslav PÍŠKA. *Teorie obrábění, tváření a nástroje*. Vyd. 2. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2008, 226 s. ISBN 80-214-2374-9.

13. FOREJT, Milan, Anton HUMÁR, Miroslav PÍŠKA a Libor JANÍČEK. *Experimentální metody: Syllabus pro 2. ročník magisterského studia Obor strojírenské technologie* [online]. Brno, 2003 [cit. 2017-02-12]. Dostupné z:  
[http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/opory\\_soubory/experimentalni\\_metody\\_\\_cviceni\\_\\_forejt\\_piska\\_humar\\_janicek.pdf](http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/opory_soubory/experimentalni_metody__cviceni__forejt_piska_humar_janicek.pdf). Vysoké učení technické, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav strojírenské technologie.
14. FOREJT, Milan, Jan KREJČÍ a Jaroslav BUCHAR. *Teorie a technologie tváření vysokými deformačními rychlostmi a energiemi: Vybrané statě z tváření*. Milan Forejt. 2. vyd. Brno: VUT FSI, 1994. 64 s., Cvičení. FRVŠ.
15. FOREJT, Milan. *Konstitutivní vztahy pro rychlosti deformace v technologiích tváření*. In The 2nd International Conference FORM' 95. Volume 1. Brno: PC-DIR, Co. Ltd, 1995. s. 77-82. ISBN: 80-214-0664- X.
16. FOREJT, Milan. *Modelling the mechanical properties of steel at higher strain rates: V rámci projektu MSM262100003 Ministerstva školství, mládeže a tělovýchovy ČR* [videofilm]. VUT FSI ÚST Odbor technologie tváření kovů a plastů, 2002.
17. GERLACH, Robert, Christian KETTENBEIL a Nik PETRIC. A new split Hopkinson tensile bar design. *International Journal of Impact Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2017, (50), 63-67 [cit. 2017-04-29]. DOI:  
<https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2012.08.004>. Dostupné z:  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X1200156X>.
18. GILLIS, P.P. a T.S. GROSS. Effect of Strain Rate on Flow Properties: Mechanical testing. *Metals Handbook*, American Society for Metals, 1985, 8(9), 38-45.
19. HASSAN, Mostafa a Kay WILLE. Experimental impact analysis on ultra-high performance concrete (UHPC) for achieving stress equilibrium (SE) and constant strain rate (CSR) in Split Hopkinson pressure bar (SHPB) using pulse shaping technique. *Construction and Building Materials* [online]. Elsevier Ltd., 2017, (144), 747-757 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.03.185>. Dostupné z:  
<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0950061817305780>.
20. HOLMQUIST, T.J. a G.R. JOHNSON. Determination of Constant and Comparison of Results for Various Constitutive Model. *Journal de Physique III*. 1991, (Vol. 1), 853-860.
21. JOPEK, Miroslav. *Modelování mechanického chování ocelí za vyšších rychlostí deformace*. Brno, 2003. Disertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Prof. Ing. Milan Forejt, CSc.
22. KAISER, Michael Adam. *Advancements in the Split Hopkinson Bar Test* [online]. Blacksburg, Virginia, 1998 [cit. 2017-01-18]. Dostupné z:  
<https://theses.lib.vt.edu/theses/public/etd-41998-18465/materials/ETD.pdf>. Diplomová práce. Faculty of the Virginia Polytechnic Institute. Vedoucí práce Dr. Alfred Wicks, Chairman Leonard Wilson and Dr. William Saunders.

23. KUMAR, Manoj a P.M. DIXT. Simulation of Fracture in the Taylor Test Using Continuum Damage Mechanics Model. *Procedia Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2017, (173), 1215-1222 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.128>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705816345271>.
24. Laboratoř rychlých deformací a modelování tvářecích procesů. *Odbor technologie tváření kovů a plastů: Pracoviště a vybavení* [online]. Brno: Soptik, 2005 [cit. 2017-04-08]. Dostupné z: <http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/pracoviste.htm>.
25. Lexikon kovů se zahraničními ekvivalenty: Materiálový list korozivzdorné oceli 17 348 [počítačový software, dostupný v Areálové knihovně FSI]. *Dashöfer Holding, Ltd.* [online]. Praha: Verlag Dashöfer, nakladatelství, 2017 [cit. 2017-03-05]. Dostupné z: <https://www.dashofer.cz/software-lexikon-kovu-se-zahranicnimi-ekvivalenty-productlkv/>.
26. LV, T.H., X.W. CHEN a G. CHEN. Analysis on the waveform features of the split Hopkinson pressure bar tests of plain concrete specimen. *International Journal of Impact Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2017, (103), 107-123 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.01.004>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X16304006>.
27. LYRA3. *Tescan: Performance in nanospace* [online]. France: Tescan Orsay Holding , 2016 [cit. 2017-04-28]. Dostupné z: <http://www.tescan.com/en-us/technology/fib-sem/lyra3>.
28. Magnetic Compaction and Forming. *IAP: Putting Advanced Solutions to work* [online]. Ohio, 2017 [cit. 2017-03-26]. Dostupné z: <http://www.iap.com/magnetic-compaction.html>.
29. Meteor Crater (Barringer crater). *World landmarks and attractions-Wondermondo* [online]. 2017 [cit. 2017-03-05]. Dostupné z: <http://www.wondermondo.com/Countries/NA/US/Arizona/Meteor.htm>.
30. MEYERS, Marc André. *Dynamic Behavior of Materials*. New York: John Wiley, 1994, 668 s. ISBN 0-471-58262-X.
31. MIELNIK, Edward M. *Metalworking science and Engineering*. New York: McGraw-Hill, 1991, 976 s. ISBN 0-07-041904-3.
32. MRŇA, Libor. Ekonomika technologií. *Odbor technologie tváření kovů a plastů: Podklady pro cvičení* [online]. Brno: Soptik, 2005 [cit. 2017-04-08]. Dostupné z: [http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/cviceni\\_soubory/ekonomika\\_technologii\\_mrna.pdf](http://ust.fme.vutbr.cz/tvareni/cviceni_soubory/ekonomika_technologii_mrna.pdf).
33. PIAO, M., H. HUH, I. LEE, K. AHN, H. KIM a L. PARK. Characterization of flow stress at ultra-high strain rates by proper extrapolation with Taylor impact tests. *International Journal of Impact Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2016, (91), 142-157 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2016.01.004>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0734743X16300094>.

34. PRABOWO, Dini A., Muhammad A. KARIEM a Leonardo GUNAWAN. The Effect of Specimen Dimension on the Results of the Split-hopkinson Tension Bar Testing. *Procedia Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2016, (173), 608-614 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.114>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705816345131>.
35. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu. I. 2. opr. a rozš. vyd.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
36. SAMEK, Radko, Eva ŠMEHLÍKOVÁ a Zdeněk LIDMILA. *Speciální technologie tváření.* Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2011. ISBN 978-80-214-4220-7.
37. SHARMA, S., V.M. CHAVAN a R.J. PATEL. Evaluation of Material Properties of SA 516, Gr. 70 Using Split Hopkinson Bar Technique under Tensile and Compressive High Strain-Rate Loading. *Procedia Engineering* [online]. Elsevier Ltd., 2017, (86), 123-130 [cit. 2017-04-29]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.11.020>. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705814019791>.
38. ŠLAIS, Miroslav, Milan FOREJT a Ivo DOHNAL. Verification of measurement of dynamic loading during the Taylor anvil test. *MM Science Journal* , 2016, č. 5, s. 1343-1345. ISSN: 1805-0476.
39. ŠLAIS, Miroslav, Milan FOREJT a Martin KNEBL. Evaluation of dynamic forces established during the Taylor Anvil Test. *MM Science Journal* [online]. MM publishing, 2010, (4), 214-217 [cit. 2017-05-03]. DOI: 10.17973/MMSJ.2010\_12\_201018. Dostupné z: <http://www.mmscience.eu/december-2010.html>.
40. ŠLAIS, Miroslav. *Studium vlivu rychlostních a teplotních parametrů na tvařitelnost Ti slitin.* Brno, 2012. Disertační práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Prof. Ing. Milan Forejt, CSc.
41. TOMÁŠEK, Jiří. *Směrnice pro stanovení mezních stupňů přetvoření pravidelných tvarů součástí z plechu.* Brno: VUT, 1975, 11 s.
42. TÖRNQVIST, Rikard. *Design of Crashworthy Ship Structures.* Denmark, 2003, 268 s. Dostupné také z: <http://orbit.dtu.dk/files/5443674/rt.pdf>. Disertační práce. Department of Mechanical Engineering, Technical University of Denmark.
43. UNGER, Jaan, Marcus STIEMER, Alexander BROSIUS, Bob SVENDSEN, Heribert BLUM a Matthias KLEINER. Inverse error propagation and model identification for coupled dynamic problems with application to electromagnetic metal forming. *International Journal of Solids and Structures* [online]. Elsevier Ltd., 2008, **45**(2), 442–459 [cit. 2017-03-26]. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2007.08.033>ISSN 0020-7683. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768307003241>.
44. Užiténý vzor Č. 21472. *Úřad průmyslového vlastnictví ČR* [online]. 2014 [cit. 2017-02-24]. Dostupné z: <http://spisy.upv.cz/UtilityModels/FullDocuments/FDUM0021/uv021472.pdf>.



# SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ

Označení	Legenda	Jednotka
$a$	Vzdálenost kapacitního snímače od čela vstupní měrné tyče	$[mm]$
$a_{max}$	Počáteční zpomalení urychleného vzorku	$[m \cdot s^{-2}]$
$a_{str}$	Střední zpomalení urychleného vzorku	$[m \cdot s^{-2}]$
$A_{5,10}$	Tažnost krátké či dlouhé tyče	$[\%]$
$A_i$	Okamžitá přetvárná práce v i-tém kroku	$[J]$
$A_\gamma$	Měrná přetvárná práce	$[J \cdot mm^{-3}]$
$A_{\gamma_i}$	Okamžitá měrná přetvárná práce v i-tém kroku	$[J \cdot mm^{-3}]$
$B$	Pevnostní parametr	$[MPa]$
$b$	Velikost Burgersova vektoru	$[mm]$
$b_0$	Počáteční výška vzorku	$b_0$
$b_1$	Konečná výška vzorku	$[mm]$
$C$	Parametr citlivosti na rychlost deformace	$[-]$
$c_0$	Rychlost šíření elastické vlny	$[ms^{-1}]$
$C_1$	Materiálová konstanta	$[MPa]$
$C_2$	Materiálová konstanta	$[\frac{1}{K}]$
$C_3$	Materiálová konstanta	$[\frac{1}{K}]$
$C_4$	Materiálová konstanta	$[MPa]$
$C_5$	Prexponenciální faktor	$[MPa \cdot mm^{\frac{1}{2}}]$
$c_{KO}$	Kapacita kondenzátoru v klidovém stavu	$[F]$
$c_p$	Parazitní kapacita kondenzátoru	$[F]$
$c_{pl}$	Rychlost šíření plastické vlny	$[ms^{-1}]$
$d$	Průměrná velikost průměru zrna	$[mm]$
$d_0$	Počáteční průměr vzorku	$[mm]$
$D_0$	Počáteční průměr vzorku	$[mm]$
$d_1$	Konečný průměr vzorku	$[mm]$
$D_1$	Průměr měrné tyče	$[mm]$
$D_2$	Průměr kapacitního snímače	$[mm]$
$D_{min}$	Okamžitý minimální průměr vzorku	$[mm]$
$D_{str_i}$	Střední okamžitý průměr vzorku v i-tém kroku	$[mm]$
$\frac{d\varphi}{dt}$	Rychlost deformace	$[s^{-1}]$
$\bar{D}$	modul zpevnění materiálu	$[-]$
$E$	Youngův modul pružnosti v tahu	$[MPa]$
$F$	Síla	$[N]$
$F_i$	Okamžitá síla v i-tém kroku	$[N]$
$F_m$	Maximální síla	$[N]$
$G$	Modul pružnosti ve smyku	$[MPa]$
$g_0$	Celková aktivační energie	$[J]$
$H$	Okamžitá výška vzorku	$[mm]$
$H_0$	Počáteční výška vzorku	$[mm]$
$H_i$	Okamžitá výška vzorku v i-tém kroku	$[mm]$
$k$	Faktor tenzometru	$[-]$
$K$	Materiálová konstanta	$[MPa]$
$L$	Okamžitá délka vzorku	$[mm]$

Označení	Legenda	Jednotka
$l^*$	Šířka bariéry	$[mm]$
$L_0$	Počáteční délka vzorku/impaktoru	$[mm]$
$l_0$	Šířka kapacitního snímače	$[mm]$
$L_1$	Délka vstupní měrné tyče	$[mm]$
$L_f$	Konečná délka vzorku	$[mm]$
$LL_0$	Počáteční délka vzorku	$[mm]$
$LL_1$	Konečná délka vzorku po přetržení	$[mm]$
$L_u$	Konečná délka vzorku	$[mm]$
$m$	Exponent citlivosti na rychlost deformace/teplotní koeficient odpevnění	$[-]$
$M$	Schmidtův faktor	$[-]$
$m$	Hmotnost vzorku	$[kg]$
$n$	Exponent deformačního zpevnění	$[-]$
$p$	Parametr tvaru aktivační bariéry	$[-]$
$Q$	Aktivační energie	$[J]$
$q$	Parametr tvaru aktivační bariéry	$[-]$
$R$	Plynová konstanta	$[\frac{J}{mol \cdot K}]$
$R_1$	Poloměr měrné tyče	$[mm]$
$R_e$	Mez kluzu	$[MPa]$
$r_i$	Koeficient plastické anizotropie	$[-]$
$R_m$	Smluvní mez pevnosti	$[MPa]$
$r_s$	Koeficient plošné anizotropie	$[\%]$
$S$	Aktivační plocha dislokací při teplotě 0 K	$[mm^2]$
$S_0$	Konečný průřez vzorku	$[mm^2]$
$S_i$	Okamžitý průřez vzorku v i-tém kroku	$[mm^2]$
$S_u$	Počáteční průřez vzorku	$[mm^2]$
$T$	Teplota materiálu vzorku	$[^{\circ}C]$
$T^*$	Homologická teplota	$[-]$
$T_0$	Referenční teplota okolí	$[K]$
$T_m$	Teplota tavení materiálu vzorku	$[K]$
$t_p$	Doba plnění vzdušníku	$[s]$
$t_v$	Doba průletu impaktoru mezi fotodiodami	$[s]$
$U$	Elektrické napětí	$[mV]$
$U_0$	Napětí na kondenzátoru	$[V]$
$U_{BD}$	Měřené napětí	$[V]$
$U_I$	Zatěžující napěťový pulz	$[mV]$
$U_N$	Napájecí napětí na dynamometru	$[V]$
$U_R$	Odražený napěťový pulz	$[mV]$
$U_T$	Prošlý napěťový pulz	$[mV]$
$v$	Dopadová rychlost impaktoru	$[m \cdot s^{-1}]$
$V$	Objem vzorku	$[mm^3]$
$v_0$	Dopadová rychlost vzorku	$[ms^{-1}]$
$v_0$	Rychlost vertikálního pohybu pěchovníku	$[ms^{-1}]$
$X$	Nedeformovaná délka vzorku	$[mm]$
$Z$	Kontrakce	$[\%]$
$z_{zesileni}$	Zesílení signálu	$[-]$

Označení	Legenda	Jednotka
$\alpha$	Materiálová konstanta	[—]
$\beta$	Parametr závislý na deformaci a rychlosti	[—]
$\Delta G_0$	Velikost volné energie bariér při teplotě 0 K	[J]
$\Delta R_1$	Radiální změna poloměru měrné tyče	[mm]
$\Delta t$	Doba zpomalení urychleného vzorku	[s]
$\Delta U$	Naměřené elektrické napěťové pulzy získané ze záznamu	[V]
$\Delta \sigma_A$	Kritérium náchylnosti materiálu na stárnutí	[MPa]
$\varepsilon$	Poměrné přetvoření (deformace)	[—]
$\dot{\varepsilon}$	Rychlost poměrného přetvoření (deformace)	[s <sup>-1</sup> ]
$\varepsilon_I(t)$	Axiální poměrné přetvoření měrné tyče po zatěžujícím pulzu	[—]
$\varepsilon_R(t)$	Axiální poměrné přetvoření měrné tyče po odraženém pulzu	[—]
$\varepsilon_r$	Radiální poměrné přetvoření měrné tyče	[—]
$\varepsilon_T(t)$	Axiální poměrné přetvoření měrné tyče po prošlém pulzu	[—]
$\varepsilon_z$	Axiální poměrné přetvoření měrné tyče	[—]
$\lambda$	Koeficient plnosti diagramu	[—]
$\lambda$	Hustota dislokací	[m <sup>-2</sup> ]
$\mu$	Poissonova konstanta	[—]
$\xi_0$	Permitivita vakua	[F · m <sup>-1</sup> ]
$\rho$	Měrná hmotnost	[kg · m <sup>3</sup> ]
$\sigma$	Normálové napětí	[MPa]
$\sigma^*$	Tepelná část energie	[MPa]
$\sigma_0$	Statická mez kluzu	[MPa]
$\sigma_A$	Napětí potřebné na vyvolání 20% plastické deformace vystárleho vzorku	[MPa]
$\sigma_{A1}$	Napětí potřebné na vyvolání plastické deformace po stárnutí 30 min	[MPa]
$\sigma_d$	Deformační odpor	[MPa]
$\sigma_{d_i}$	Deformační odpor v i-tém kroku	[MPa]
$\sigma_{dk}$	Konečný deformační odpor	[MPa]
$\sigma_I$	Zatěžující axiální napětí	[MPa]
$\sigma_k$	Mez kluzu	[MPa]
$\sigma_R$	Odražený axiální napětí	[MPa]
$\sigma_T$	Prošlý axiální napětí	[MPa]
$\tau$	Smykové napětí	[MPa]
$\varphi$	Logaritmické skutečné přetvoření (deformace)	[—]
$\dot{\varphi}$	Rychlost logaritmického přetvoření (deformace)	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varphi}_i$	Okamžitá rychlost logaritmického přetvoření v i-tém kroku	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varphi}_{str}$	Střední rychlost logaritmického přetvoření (deformace)	[s <sup>-1</sup> ]
$\dot{\varphi}_{stri}$	Okamžitá střední rychlost logaritmického přetvoření v i-tém kroku	[s <sup>-1</sup> ]
$\varphi_K$	Konečné logaritmické skutečné přetvoření (deformace)	[—]

# Seznam obrázků

Obr. 1	Kráter po nárazu meteoritu [29]. . . . .	11
Obr. 2	Penetrace střely v textilií při balistické expertize [3]. . . . .	11
Obr. 3	Aplikace plošného tváření v automobilovém průmyslu [2]. . . . .	12
Obr. 4	Základní princip elektromagne- tického tváření s účinkem vysokých rych- lostí deformace tvářeného materiálu [43]. . . . .	12
Obr. 5	Aplikace elektromagnetického tváření pro výrobu dílů z hliníkových slitin [28]. . . . .	12
Obr. 6	Pracovní diagram s rozlišením oblasti pojmu plasticity a tvařitelnosti [36]. .	13
Obr. 7	Rozdělení zkoušek plasticity a tvařitelnosti při kvazistatických podmínkách zatěžování [12]. . . . .	14
Obr. 8	Zkušební vzorek při tahové zkoušce s prodloužením v oblasti nehomogenní plastické deformace [12, 31]. . . . .	15
Obr. 9	Pracovní diagram tahové zkoušky dle normy ČSN EN ISO 6892-1 [8, 12]. .	15
Obr. 10	Schéma zařízení pro pýchovací zkoušku v laboratorních prostorách ÚST FSI.	16
Obr. 11	Geometrický model vzorku před a po deformaci pro pýchovací zkoušku [12].	17
Obr. 12	Křivky $\sigma_d = \sigma_d(\varphi)$ , $A_\gamma = A_\gamma(\varphi)$ a $\dot{\varphi} = \dot{\varphi}(\varphi)$ z pýchovací zkoušky materiálu 15230.3 při teplotě 400 °C. . . . .	18
Obr. 13	Zkouška hloubení dle Erichsona, ČSN 42 0407 [12]. . . . .	18
Obr. 14	Zkouška tažení s otvorem dle Fukuiho [12]. . . . .	18
Obr. 15	Zkouška kalíškovací [12]. . . . .	18
Obr. 16	Zkouška rozšiřováním otvoru [12]. . . . .	19
Obr. 17	Diagram mezní technologické tvařitelnosti pro daný materiál při hlubokém tažení rotačně symetrických nádob s přidržovačem [12, 41]. . . . .	19
Obr. 18	Schéma zařízení pro Hopkinsonův kompresního test v laboratorních prosto- rách ÚST FSI [9, 13, 22, 40]. . . . .	21
Obr. 19	Princip měření napětí pomocí kapacitních snímačů při kompresním zatížení.	21
Obr. 20	Schéma polohy kapacitních snímačů pro Hopkinsonův kompresní test v la- boratorních prostorách ÚST FSI [10, 40]. . . . .	22
Obr. 21	Geometrický model vzorku před a po deformaci Hopkinsonovým kompres- ním testem. . . . .	22
Obr. 22	Mechanické schéma napěťově-deformačního stavu pro Hopkinsonův kom- presní test. . . . .	22
Obr. 23	Záznam napěťových pulzů pro Hopkinsonův kompresní test pro hliníkovou slitinu za teploty 500 C° [9, 22, 40]. . . . .	23
Obr. 24	Křivky $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ a $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$ pro Hopkinsonův kompresní test pro hliníko- vou slitinu za teploty 500 C° po matematické filtraci. . . . .	23
Obr. 25	Schéma zařízení pro Hopkinsonův tahový test v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 40]. . . . .	24

Obr. 26	Přípravek k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test pro válcový vzorek v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 44]. . . . .	24
Obr. 27	Přípravek bez tlačidla k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test v laboratorních prostorách ÚST FSI [44]. . . . .	25
Obr. 28	Přípravek k dynamickému testování materiálu pro Hopkinsonův tahový test pro plochý vzorek v laboratorních prostorách ÚST FSI [9, 44]. . . . .	25
Obr. 29	Geometrie plochého vzorku pro Hopkinsonův tahový test [9]. . . . .	25
Obr. 30	Tvar vzorku před/po tahové deformaci při Hopkinsonově tahovém testu [9].	25
Obr. 31	Záznam pulzů pro Hopkinsonův tahový test pro ocel dle ČSN 41 7240 s přípravkem bez tlačidla [44]. . . . .	26
Obr. 32	Schéma zařízení pro Taylorův kompresní test v laboratorních prostorách ÚST FSI [13, 40]. . . . .	26
Obr. 33	Tvar vzorku před a po deformaci při Taylorově testu [9, 13, 40]. . . . .	27
Obr. 34	Tvar nosiče vzorku pro Taylorův test [40]. . . . .	27
Obr. 35	Geometrické rozměry vzorku pro Taylorův test [9, 40]. . . . .	27
Obr. 36	Záznam napěťového pulzu pro Taylorův test bez statického elektrického výboje [39]. . . . .	28
Obr. 37	Cejchovní diagram měrné tyče pro Taylorův test stanovený v laboratorních prostorách ÚST FSI při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování [38]. . . . .	28
Obr. 38	Počítačová simulace Taylorova testu [40]. . . . .	29
Obr. 39	Porovnání skutečné a simulované kontury vzorku při Taylorově testu pro Ti-slitinu pro dopadovou rychlost $194,9 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ [40]. . . . .	29
Obr. 40	Závislost exponentu citlivosti na homologické teplotě [15]. . . . .	30
Obr. 41	Obrazová analýza vzorku po Taylorově testu v softwaru LUCIE v laboratoři ÚST FSI [40]. . . . .	30
Obr. 42	Kontura vzorku po Taylorově testu ze softwaru LUCIE zpracovaná v MS Excel [40]. . . . .	30
Obr. 43	Křivky přetvárných odporů pro kvazistatické podmínky zatěžování na základě druhu materiálu [21]. . . . .	31
Obr. 44	Křivky přetvárných odporů v závislosti na rychlosti deformace a teplotě [21, 36, 40]. . . . .	32
Obr. 45	Křivky přetvárných odporů v závislosti na rychlosti deformace, stabilní a nestabilní mez kluzu [4, 21, 36, 40]. . . . .	32
Obr. 46	Křivka vlivu rozdílu dynamické a statické meze kluzu při změně rychlosti deformace [21, 30]. . . . .	33
Obr. 47	Křivka rozdílné velikosti rychlosti deformace materiálu při operaci přechování a dopředného protlačování při shodné rychlosti tvářecího nástroje [15, 40].	33
Obr. 48	Schéma deformace dvojčatění teoreticky kolem roviny dvojčatění B-B (vpravo) a ze snímku miktrostruktury hlubokotažné mosazné slitiny (vlevo) [35]. . .	34
Obr. 49	Křivka vlivu $T$ na $\frac{\tau}{G}$ potřebné pro daný mechanismus plastické deformace s vlivem $\dot{\epsilon}$ [30]. . . . .	34
Obr. 50	Závislost hodnoty nárazové práce z hlediska teploty pro ocel a hliník [35]. .	35
Obr. 51	Závislost meze pevnosti na teplotě a oblast modrého žáru pro daný materiál [10]. . . . .	36
Obr. 52	Základní aproximace pracovního diagramu pomocí modelů mechanického chování materiálu [12, 31]. . . . .	37

Obr. 53	Grafický rozbor exponentu deformačního zpevnění materiálu [12, 31]. . . . .	38
Obr. 54	Stanovení prahového napětí k překonání bariéry pro dislokaci v závislosti na teplotě pro materiálový model dle Mechanical Threshold Stress [30]. . . . .	41
Obr. 55	Geometrie válcového a plošného zkušební vzorku pro Hopkinsonův tahový test [9]. . . . .	43
Obr. 56	Zkušební vzorky pro Hopkinsonův tahový test vyrobené laserovým řezáním.	45
Obr. 57	Měřené rozměry zkušebních vzorků pro vyhodnocení Hopkinsonova tahového testu. . . . .	46
Obr. 58	Záznam napěťových pulzů pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu zkušební vzorek B13. . . . .	47
Obr. 59	Makrofotografie vzorků z oceli dle ČSN 41 7348 po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	47
Obr. 60	Vyhodnocení křivky $\sigma - \varepsilon$ pro ocel dle ČSN 41 7348 zkušební vzorek B13 po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	48
Obr. 61	Vyhodnocení křivky $\dot{\varepsilon} - \varepsilon$ pro ocel dle ČSN 41 7348 zkušební vzorek B13 po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	48
Obr. 62	Vyhodnocení křivek $\sigma - \varepsilon$ pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu. . . . .	49
Obr. 63	Vyhodnocení křivek $\dot{\varepsilon} - \varepsilon$ pro ocel dle ČSN 41 7348 z Hopkinsonova tahového testu. . . . .	49
Obr. 64	Parametry zatížení plošných zkušebních vzorků materiálu dle ČSN 41 7348 a jejich rozměry po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	50
Obr. 65	Zařízení pro Hopkinsonův test v Laboratoři vysokých rychlostí deformace [24]. . . . .	51
Obr. 66	Připravené metalografické preparáty ze vzorků po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	51
Obr. 67	Mapa snímků mikrostruktury vzorků po Hopkinsonově tahovém testu v oblasti lomové plochy se zvětšením 150x pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510.	52
Obr. 68	Snímek mikrostruktury v nedeformované upinací části vzorku B10 po Hopkinsonově tahovém testu v neleptaném (vlevo) a leptaném stavu (vpravo) pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510. . . . .	52
Obr. 69	Schéma časového profilu čela rázové vlny šířící se ve tvárném materiálu [5].	53
Obr. 70	Snímky mikrostruktury vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu v nedeformované (okraj) a deformované (lom) oblasti pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510. . . . .	53
Obr. 71	Schématické zobrazení fází mechanismu tvárného porušování v podobě jamkové morfologie- vznik, růst a propojování dutin [42]. . . . .	54
Obr. 72	Makrosnímky lomových ploch vzorků po Hopkinsonově tahovém testu. . .	54
Obr. 73	Mikrosnímky lomové plochy vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu s jamkovou morfologií. . . . .	55
Obr. 74	Zařízení pro měření obsahu magnetických fází FERITSCOPE® FMP30 [11].	55
Obr. 75	Místa měření množství magnetických fází pomocí feritoskopu na povrchu vzorků po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	55
Obr. 76	Místa měření množství magnetických fází pomocí feritoskopu po tloušťce na vzorcích po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	55
Obr. 77	Závislost množství magnetických fází s rostoucí rychlostí deformace u vzorků B4, B6, B9 a B13 po Hopkinsonově tahovém testu.. . . .	56



Obr. 78	Deformovaná upínací část vzorku ohybem po Hopkinsonově tahovém testu.	57
Obr. 79	Doporučená úprava geometrie plochého vzorku pro Hopkinsonův tahový test.	57
Obr. 80	Vzorky se svařem a bez svařu z materiálu dle ČSN 41 7240 po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	58
Obr. 81	Pracovní diagram a) s výraznou mezí kluzu $R_e$ , b) smluvní mezí kluzu $R_{p0,2}$ [12]. . . . .	75
Obr. 82	Křivka přetvárného odporu pro vzorek daného materiálu za dané teploty při pēchovací zkoušce [12]. . . . .	79
Obr. 83	Křivka přetvárného odporu a měrné přetvárné práce při pēchovací zkoušce.	79
Obr. 84	Křivka závislosti $\phi_i = \phi_i(\varphi)$ a znázornění $\phi_{str}$ z pēchovací zkoušky. . . . .	80
Obr. 85	Křivky $\sigma_d = \sigma_d(\varphi)$ , $A_\gamma = A_\gamma(\varphi)$ a $\varphi' = \varphi'(\varphi)$ z pēchovací zkoušky materiálu 15230.3 při teplotě 400 °C. . . . .	81
Obr. 86	Křivky $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$ a $\sigma = \sigma(\epsilon)$ při měření Hopkinsonova kompresního testu pro hliníkovou slitinu pro teplotu 500 °C po matematické filtraci. . . . .	85
Obr. 87	Zapojení tenzometrů do Wheastonova mostu při měření Taylorova testu v laboratorních prostorách ÚST FSI. . . . .	87
Obr. 88	Schéma rovnoměrného zpomaleného pohybu vzorku při Taylorově testu. . .	88
Obr. 89	Cejchovní diagram měrné tyče pro Taylorův test stanovený v laboratorních prostorách ÚST FSI při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování [38]. . . . .	90
Obr. 90	Snímky mikrostruktury vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu v nedeformované (okraj) a deformované (lom) části pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510. . . . .	112

# Seznam tabulek

Tab. 1.1	Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení tahové zkoušky. . . . .	15
Tab. 1.2	Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení pěchovací zkoušky. . . . .	17
Tab. 1.3	Orientační rozdělení zkušebních metod a tvářecích technologií dle rychlosti deformace [9, 30, 40]. . . . .	20
Tab. 1.4	Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení Hopkinsonova kompresního testu. . . . .	23
Tab. 1.5	Vstupní a výstupní veličiny pro vyhodnocení Taylorova testu. . . . .	28
Tab. 2.1	Chemické složení oceli dle ČSN 41 7348 ve formě plechu válcovaného za studena dle normy EN 10088-2 [7]. . . . .	44
Tab. 2.2	Mechanické vlastnosti oceli dle ČSN 41 7348 ve formě plechu válcovaného za studena dle normy EN 10088-2 při teplotě okolí [7]. . . . .	44
Tab. 2.3	Chemické složení oceli dle ČSN 41 7348 dle atestovaného dokumentu společnosti Aperam (EN 10204/3.1). . . . .	44
Tab. 2.4	Mechanické vlastnosti oceli dle ČSN 41 7348 dle atestovaného dokumentu společnosti Aperam (EN 10204/3.1) při teplotě okolí. . . . .	44
Tab. 2.5	Parametry procesu laserového dělení zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test na stroji TruFlow 2700 W. . . . .	46
Tab. 2.6	Parametry zachycené po Hopkinsonově testu sloužící k vyhodnocení mechanického chování materiálu dle ČSN 41 7348 vzorku s označením B13. . . . .	46
Tab. 2.7	Naměřené procentuální průměrné hodnoty obsahu magnetické fáze ve vzorcích B4, B6, B9 a B13 po Hopkinsonově tahovém testu. . . . .	56
Tab. 3.1	Hodinová sazba technologie laserového dělení pro výrobu plochých vzorků [32]. . . . .	59
Tab. 3.2	Náklady na výrobu 20 ks plochých zkušebních vzorků pro Hopkinsonův tahový test pomocí laserového dělení. . . . .	59

# SEZNAM PŘÍLOH

- Příloha 1 Postup při vyhodnocení tahové zkoušky
- Příloha 2 Postup při vyhodnocení pětchovací zkoušky
- Příloha 3 Postup při vyhodnocení Hopkinsonova testu
- Příloha 4 Postup při vyhodnocení Taylorova testu
- Příloha 5 Atestovaný dokument pro korozivzdornou ocel dle ČSN 41 7348
- Příloha 6 Materiálový list pro korozivzdornou ocel dle ČSN 41 7348
- Příloha 7 Záznamy napěťových pulzů z Hopkinsonova tahového testu pro ocel dle ČSN 41 7348
- Příloha 8 Snímky mikrostruktury vzorku B9 z oceli dle ČSN 41 7348 po Hopkinsonově tahovém testu

# PŘÍLOHA 1 POSTUP PŘI VYHODNOCENÍ TAHOVÉ ZKOUŠKY [12], [35]

Na základě naměřených hodnot průběhu tahové síly na dráze pístu a průběhu prodloužení vzorku v čase lze pro daný materiál vzorku vyhodnotit následující materiálové charakteristiky z pracovního diagramu:

- **Charakteristiky pevnosti  $R_e$  a  $R_m$**

Přechod materiálu z pružného do plastického stavu je charakterizován tzv. mezí kluzu v tahu  $R_e$ . Na základě vlastností materiálu vzorku lze sledovat výraznou popř. nevýraznou mez kluzu (viz obr. 81). V případě nevýrazné meze kluzu je nutné stanovit smluvní mez kluzu  $R_{p0,2}$  sestrojenou jako průsečík pracovního diagramu s rovnoběžkou při 0,2% trvalé deformace (viz obr. 81 b)).

Přechod materiálu z oblasti homogenní do nehomogenní plastické deformace je charakterizován tzv. smluvní mezí pevnosti v tahu  $R_m$ . Pro smluvní mez pevnosti v tahu platí následující vztah:

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} [MPa] \quad (4.1)$$

kde  $R_m$  značí smluvní mez pevnosti materiálu vzorku v tahu,  $F_m [N]$  maximální sílu těsně před okamžikem porušení vzorku trhlinou či lomem a  $S_0 [mm^2]$  původní průřez vzorku.

- **Charakteristiky plasticity  $A$  a  $Z$**

Tažnost  $A$  vyjadřuje poměrné prodloužení délky zkušební vzorku ve směru zatěžující síly  $F$ , přičemž norma ČSN 42 0310 rozlišuje tažnost krátké tyče  $A_5$  a dlouhé  $A_{10}$ . Tažnost je definována na základě geometrie vzorku před a po tahové zkoušce následujícím vztahem:

$$A_{5,10} = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100 [\%] \quad (4.2)$$

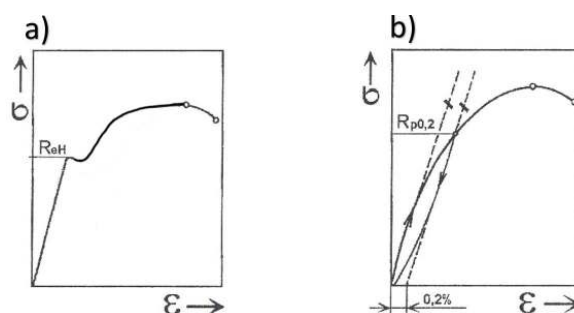
kde  $A_{5,10}$  značí tažnost materiálu vzorku do okamžiku vzniku nehomogenní plastické deformace,  $L_u [mm]$  délku vzorku do okamžiku vzniku krčku a  $L_0 [mm]$  původní délku vzorku.

Kontrakce  $Z$  má podobný význam jako tažnost, vyjadřuje však poměrné zmenšení příčného průřezu do okamžiku vzniku nehomogenní plastické deformace v materiálu vzorku.

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100 [\%] \quad (4.3)$$

kde  $Z$  značí kontrakci materiálu vzorku do okamžiku vzniku nehomogenní plastické deformace,  $S_0 [mm^2]$  původní průřez vzorku a  $S_u [mm^2]$  průřez vzorku při tvorbě krčku.

Za nejspolehlivější ukazatel plasticity lze považovat kontrakci  $Z$ , neboť je jednoznačná. Klesne-li hodnota kontrakce přibližně pod 50%, lze očekávat v materiálu vznik trhlin.



Obr. 81: Pracovní diagram a) s výraznou mezí kluzu  $R_e$ , b) smluvní mezí kluzu  $R_{p0,2}$  [12].

- **Charakteristiky deformace  $\varepsilon$  a  $\varphi$**

Celková deformace zkušebního vzorku je složena z pružné a plastické složky na základě následujícího vztahu:

$$\varepsilon_c = \varepsilon_{pruz} + \varepsilon_{plast} = \frac{\sigma}{E} + \varepsilon_{plast} [-] \quad (4.4)$$

Jelikož je deformace vzorku zjišťována zpravidla až po odtížení čili bez pružné části deformace, veličina  $\varepsilon$  značí poměrnou trvalou deformaci vzorku, kterou lze stanovit na základě následujícího vztahu ve stavu odtíženém:

$$\varepsilon = \frac{L - L_0}{L_0} = \pm \frac{\Delta L}{L_0} [-] \quad (4.5)$$

kde  $\varepsilon$  značí poměrnou deformaci materiálu vzorku,  $L$  [mm] okamžitou délku vzorku,  $L_0$  [mm] původní délku vzorku a  $\Delta L$  [mm] prodloužení délky zkušebního vzorku.

Logaritmická (skutečná) deformace vzorku je na základě integrace poměrného přetvoření po malém přírůstku přetvoření určena následujícím vztahem:

$$\varphi = \ln \frac{L}{L_0} [-] \quad (4.6)$$

kde  $\varphi$  značí logaritmickou deformaci materiálu vzorku,  $L$  [mm] okamžitou délku vzorku,  $L_0$  [mm] původní délku vzorku.

- **Ukazatele plasticity pro plošné tváření  $r_i$  a  $r_s$**

Koeficient plastické anizotropie materiálu vzorku  $r_i$  se mění se směrem podélné orientace odebraného vzorku a vyjadřuje vážený průměr z odebíraných směrů  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  a  $90^\circ$  ke směru válcování při 20% prodloužení zkušebního vzorku na základě následujícího vztahu:

$$r_i = \frac{r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} [-] \quad (4.7)$$

kde  $r_i$  značí koeficient plastické anizotropie,  $r_{0^\circ}$  poměr logaritmických přetvoření vzorku odebraném  $0^\circ$  vzhledem ke směru válcování,  $r_{45^\circ}$  poměr logaritmických přetvoření vzorku odebraném  $45^\circ$  vzhledem ke směru válcování a  $r_{90^\circ}$  poměr logaritmických přetvoření vzorku odebraném  $90^\circ$  vzhledem ke směru válcování.

$$r_{0^\circ, 45^\circ, 90^\circ} = \frac{\varphi_a}{\varphi_2} = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{a_0}{a}} [-] \quad (4.8)$$

Koeficient plošné anizotropie  $r_s$  vyjadřuje změnu mechanických vlastností v rovině pásu. Mechanické vlastnosti vykazují obvykle největší rozdíly ve směru  $45^\circ$  nikoli ve směru válcování  $0^\circ$  či  $90^\circ$ . Plošná anizotropie se vyjadřuje pro parametry  $R_e$ ,  $R_{p0,2}$ ,  $R_m$  a  $A_5$ . Například plošná anizotropie pro mez kluzu materiálu vzorku je stanovena dle následujícího vztahu:

$$r_s = \frac{R_e \alpha^\circ - R_e 0^\circ}{R_e 0^\circ} \cdot 100 [\%] \quad (4.9)$$

- **Náchylnost materiálu vzorku na stárnutí**

Náchylnost materiálu zkušebního vzorku na stárnutí je hodnocena u nízkouhlíkových hlubokotažných ocelí, které jsou určeny pro výrobu dílů o předpokládáných vysokých hodnotách tažností a kontrakce a u nichž je proces stárnutí považován za nežádoucí jev. Vystárnutý materiál vykazuje zásadní nárůst pevnostních charakteristik, jež jsou doprovázeny poklesem charakteristik plasticity.

Míru náchylnosti na stárnutí lze stanovit na základě následujícího vztahu:

$$\Delta\sigma_A = \sigma_{A1} - \sigma_A \text{ [MPa]} \quad (4.10)$$

kde  $\Delta\sigma_A$  značí kritérium náchylnosti materiálu vzorku na stárnutí,  $\sigma_{A1}$  [MPa] napětí potřebné na vyvolání plastické deformace po stárnutí 30 minut při  $100^\circ\text{C}$  a  $\sigma_A$  [MPa] napětí potřebné na vyvolání 20% plastické deformace nevystárlého vzorku v tahu.

Oceli náchylné na stárnutí mají kritérium náchylnosti na stárnutí přibližně  $\Delta\sigma_A \doteq 40 \div 80 \text{ MPa}$ . Z tohoto důvodu je v technologické praxi doporučeno zpracovat hlubokotažné oceli do 6 týdnů od data výroby polotovaru, neboť proces stárnutí je charakterizován precipitací fází C a N v  $Fe - \alpha$  v průběhu času, které poté zapříčiní nárůst pevnostních charakteristik materiálu.



# PŘÍLOHA 2 POSTUP PŘI VYHODNOCENÍ PĚCHOVACÍ ZKOUŠKY <sub>[31], [12], [13]</sub>

Z naměřených hodnot průběhu tvářecí síly na dráze pēchovníku a průběhu geometrie vzorku v čase lze pro daný materiál za dané pēchovací teploty vyhodnotit následující veličiny:

- **logaritmickou (skutečnou) deformaci vzorku**

$$\varphi_i = \ln \frac{H_0}{H_i} [-] \quad (4.11)$$

kde  $\varphi_i$  značí okamžitou logaritmickou deformaci pro i-tý krok měření pro 1D napjatost,  $H_0$  [mm] původní výšku vzorku a  $H_i$  [mm] okamžitou výšku vzorku pro i-tý krok měření (dle obr. 11).

$$\varphi_i = \ln \frac{S_i}{S_0} = \ln \frac{D_{\min_i}^2}{D_0^2} [-] \quad (4.12)$$

kde  $\varphi_i$  značí okamžitou logaritmickou deformaci pro i-tý krok měření pro 3D napjatost,  $S_i$  [mm<sup>2</sup>] okamžitý průřez vzorku pro i-tý krok měření,  $S_0$  [mm<sup>2</sup>] původní příčný průřez vzorku,  $D_{\min_i}$  [mm] minimální okamžitý průměr vzorku pro i-tý krok měření dle obr. 11 a  $D_0$  [mm] původní průměr vzorku.

- **poměrnou deformaci vzorku**

$$\varepsilon_i = \frac{H_0 - H_i}{H_0} [-] \quad (4.13)$$

kde  $\varepsilon_i$  značí okamžitou poměrnou deformaci pro i-tý krok měření,  $H_0$  [mm] původní výšku vzorku a  $H_i$  [mm] okamžitou výšku vzorku pro i-tý krok měření (dle obr. 11).

- **deformační odpor materiálu vzorku**

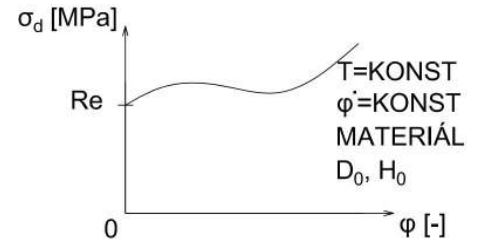
$$\sigma_{d_i} = \frac{F_i}{S_i} = \frac{F_i}{\frac{\pi \cdot D_{str_i}^2}{4}} [MPa] \quad (4.14)$$

kde  $\sigma_{d_i}$  značí okamžitý deformační odpor materiálu vzorku pro i-tý krok měření,  $F_i$  [N] okamžitou tvářecí měřenou sílu beranu pro i-tý krok měření,  $S_i$  [mm<sup>2</sup>] okamžitý průřez vzorku pro i-tý krok měření a  $D_{str_i}$  [mm] střední okamžitý průměr vzorku pro i-tý krok měření.

$$D_{str_i} = \sqrt{\frac{4 \cdot V}{\pi \cdot H_i}} [mm] \quad (4.15)$$

kde  $D_{str_i}$  značí střední okamžitý průměr vzorku pro i-tý krok měření,  $V$  [mm<sup>3</sup>] objem vzorku a  $H_i$  [mm] okamžitou výšku vzorku pro i-tý krok měření (dle obr. 11).

Statistickým zpracováním záznamu naměřených veličin lze pomocí vhodného tabulkového procesoru např. MS Excel na základě předchozích vztahů vyhodnotit křivku přetvárného odporu, kterou lze sledovat na obr. 82. Průběh naměřených bodů křivky přetvárného odporu je nutné proložit aproximačním polynomem vhodného  $n$ -tého stupně. Obecně platí, že je vhodné využít polynomy lichých stupňů (nejlépe kubického stupně), jelikož vykazují vzrůstající charakter v konečné fázi průběhu na rozdíl od polynomů sudých stupňů. Dále je nutné stanovit počátek polynomu a to přesně v mezi kluzu materiálu vzorku, jak lze sledovat z obr. 82.

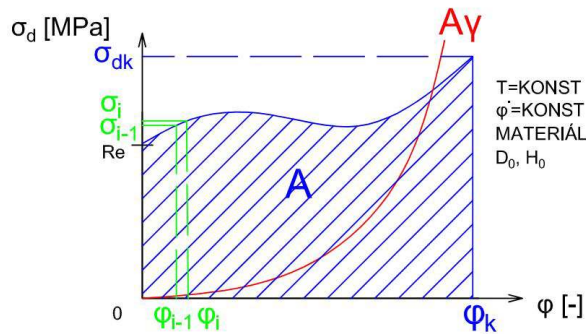


Obr. 82: Křivka přetvárného odporu pro vzorek daného materiálu za dané teploty při pěchovací zkoušce [12].

- měrnou přetvárnou práci materiálu vzorku

$$\begin{aligned} A_i &= \int_0^H F_i \cdot dh = \int_0^H \sigma_{d_i} \cdot S_i \cdot dh = \\ &= \int_0^H \sigma_{d_i} \cdot \frac{V}{h} \cdot dh = \int_0^\varphi \sigma_{d_i} \cdot V \cdot d\varphi [J] \end{aligned} \quad (4.16)$$

kde  $A_i$  značí okamžitou přetvárnou práci materiálu vzorku pro  $i$ -tý krok měření,  $\sigma_{d_i}$  okamžitý deformační odpor materiálu vzorku pro  $i$ -tý krok měření a  $V [mm^3]$  objem vzorku. Integrací plochy pod křivkou přetvárného odporu na obr. 83 získáme velikost přetvárné práce  $A [J]$ .



Obr. 83: Křivka přetvárného odporu a měrné přetvárné práce při pěchovací zkoušce.

Numericky, čili s drobnou nepřesností, lze pomocí lichoběžníkové metody přetvárnou práci vyjádřit prakticky na základě následujícího vztahu:

$$A_i = \frac{1}{1000} \sum_{i=1}^n (\varphi_i - \varphi_{i-1}) \cdot \frac{(\sigma_i + \sigma_{i-1})}{2} [J] \quad (4.17)$$

kde  $A_i$  značí okamžitou přetvárnou práci materiálu vzorku pro  $i$ -tý krok měření,  $\varphi_{i-1} [-]$  a  $\varphi_i [-]$  předchozí a okamžitou logaritmickou deformaci dle obr. 83 a  $\sigma_{i-1} [MPa]$  a  $\sigma_i [MPa]$  značí předchozí a okamžitý deformační odpor materiálu vzorku dle obr. 83.

$$A_{\gamma} = \frac{A_i}{V} [J \cdot mm^{-3}] \quad (4.18)$$

kde  $A_{\gamma_i}$  značí okamžitou měrnou přetvárnou práci materiálu vzorku pro i-tý krok měření,  $A_i$  [J] okamžitou přetvárnou práci materiálu vzorku pro i-tý krok měření a  $V$  [mm<sup>3</sup>] objem vzorku. Průběh měrné přetvárné práce vykazuje vždy vzrůstající hladký exponenciální charakter, jak je patrné z obr. 83.

Celková přetvárná práce lze rovněž získat na základě tzv. součinitele plnosti diagramu s ohledem na diagram na obr. 83. Jedná se o nejproduktivnější způsob v praxi využívaný pro přibližné a rychlé stanovení přetvárné práce nutné na přetvoření materiálu vzorku a má následující tvar:

$$A = \lambda \cdot V \cdot \sigma_{dK} \cdot \varphi_K [J] \quad (4.19)$$

kde  $A$  značí celkovou přetvárnou práci,  $\lambda$  [–] součinitel plnosti diagramu vyjadřující podíl odélníkové oblasti diagramu a skutečné křivkové oblasti diagramu,  $V$  [mm<sup>3</sup>] značí objem vzorku,  $\sigma_{dK}$  [MPa] konečnou hodnotu deformačního odporu materiálu vzorku a  $\varphi_K$  [–] konečnou hodnotu logaritmické deformace materiálu vzorku, jež je patrná z obr. 83.

#### • rychlost deformace materiálu vzorku

$$\dot{\varphi}_i = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{dH}{H} \cdot \frac{1}{dt} = \frac{v_0}{H_i} [s^{-1}] \quad (4.20)$$

kde  $\dot{\varphi}_i$  značí okamžitou rychlost deformace materiálu vzorku pro i-tý krok měření,  $v_0$  [m · s<sup>-1</sup>] rychlost vertikálního pohybu pčhovníku a  $H_i$  [m] okamžitou výšku vzorku pro i-tý krok měření dle obr. 11.

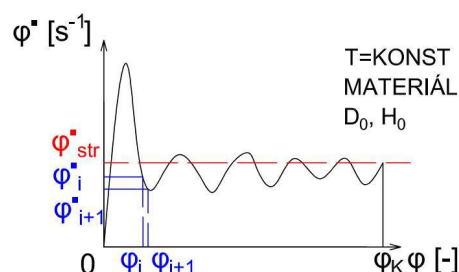
$$\dot{\varphi}_i = \frac{\Delta H}{H_i} \cdot \frac{1}{\Delta t} = \frac{(H_{i-1} - H_i)}{H_i} \cdot \frac{1}{(t_i - t_{i-1})} [s^{-1}] \quad (4.21)$$

kde  $\dot{\varphi}_i$  značí okamžitou rychlost deformace materiálu vzorku pro i-tý krok měření,  $H_i$  [m] a  $H_{i-1}$  [m] okamžitou a předchozí výšku vzorku a  $t_i$  [s] a  $t_{i-1}$  [s] okamžitý a předchozí časový okamžik.

#### • střední rychlost deformace materiálu vzorku

$$\dot{\varphi}_{str} = \frac{\int_{H_0}^H \dot{\varphi} \cdot dh}{(H_0 - H)} = \left[ \frac{\int_{H_0}^H \frac{v}{h} \cdot dh}{(H_0 - H)} \right]_{v \neq konst} = \left[ \frac{v_0 \cdot \ln \frac{H_0}{H}}{(H_0 - H)} \right]_{v = konst} [s^{-1}] \quad (4.22)$$

kde  $\dot{\varphi}_{str}$  značí střední rychlost deformace materiálu vzorku,  $v_0$  [m · s<sup>-1</sup>] rychlost vertikálního pohybu pčhovníku,  $H_0$  [m] počáteční výšku vzorku a  $H$  [m] konečnou výšku vzorku. Předchozí vztah je možné použít jen pro případ, když rychlost pohybu pčhovníku je konstantní, čehož lze prakticky dosáhnout při pčhovací zkoušce na plastometru s nastavitelnou rychlostí posuvu beranu. Z křivky lze pozorovat, že obsah nad a pod přímkou střední rychlosti deformace je shodná (viz obr. 84) a pokud křivka tuto shodu nevykazuje, je nutné předchozí vztah nahradit numerickým vztahem.



Obr. 84: Křivka závislosti  $\dot{\varphi}_i = \dot{\varphi}_i(\varphi)$  a znázornění  $\dot{\varphi}_{str}$  z pčhovací zkoušky.

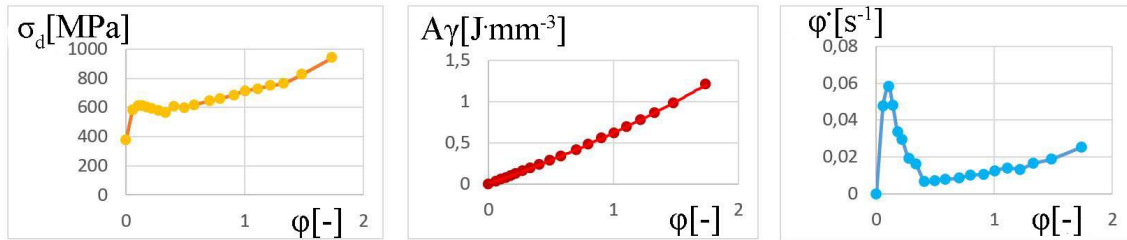
Numericky lze pomocí lichoběžníkové metody vyjádřit velikost střední rychlosti deformace pro nekonzantní rychlost pohybu pěchovníku na základě následujícího vztahu:

$$\dot{\phi}_{str} = \frac{\sum \frac{1}{2} \cdot (\dot{\phi}_{i+1} + \dot{\phi}_i) \cdot (\phi_{i+1} - \phi_i)}{(\phi_k - \phi_0)} [s^{-1}] \quad (4.23)$$

kde  $\dot{\phi}_{str}$  značí střední rychlost deformace materiálu vzorku,  $\dot{\phi}_{i+1} [s^{-1}]$  a  $\dot{\phi}_i [s^{-1}]$  následující a okamžitou rychlost deformace materiálu vzorku,  $\phi_{i+1} [-]$  a  $\phi_i [-]$  následující a okamžitou logaritmickou deformaci materiálu vzorku,  $\phi_0 [-]$  počáteční hodnotu logaritmické deformace materiálu vzorku a  $\phi_k [-]$  konečnou hodnotu logaritmické deformace materiálu vzorku. Předchozí hodnoty lze odečíst na základě obr. 84.

#### • křivku přetvárného odporu

Vyhodnocením pěchovací zkoušky na základě předchozích vztahů a statistického zpracování lze získat následující křivky:



Obr. 85: Křivky  $\sigma_d = \sigma_d(\phi)$ ,  $A_\gamma = A_\gamma(\phi)$  a  $\dot{\phi} = \dot{\phi}(\phi)$  z pěchovací zkoušky materiálu 15230.3 při teplotě 400 °C.

# PŘÍLOHA 3 POSTUP PŘI VYHODNOCENÍ HOPKINSONOVA TESTU [40], [9], [10], [13]

Pro vyhodnocení závislostí  $\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\varepsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\varepsilon)$  se využívají následující vztahy při zohlednění předpokladu jednorozměrného šíření elastické vlny:

1. Z naměřených veličin pomocí digitálního osciloskopu TEKTRONIX lze vyhodnotit veličinu  $\Delta R_1$  z obr. 19:

$$\Delta R_1 = R_2 \cdot \exp \left[ \frac{2 \cdot \Pi \cdot l_0 \cdot \xi_0 \cdot (U_0 + \Delta U)}{c_p \cdot \Delta U - C_{KO} \cdot U_0} \right] - R_1 \quad (4.24)$$

kde  $\Delta R_1 [mm]$  značí radiální změnu poloměru tyče,  $R_1 [mm]$  je poloměr tyče,  $R_2 [mm]$  poloměr druhého kroužku kondenzátoru,  $l_0 [mm]$  šířka kapacitního snímače,  $\xi_0 [F \cdot m^{-1}]$  permitivita vakua,  $U_0 [V]$  napětí na kondenzátoru,  $\Delta U [V]$  měřené napěťové pulzy získané ze záznamu,  $c_p [F]$  parazitní kapacita,  $C_{KO} [F]$  kapacita kondenzátoru v klidovém stavu.

Napětí  $\Delta U [V]$  je závislé na čase a je nutné jej stanovit na základě posunutí impulsů do společného počátku. Prakticky se provede úprava resp. posunutí částí záznamu (časové i napěťové osy jednotlivých pulzů) pro následné vyhodnocení, při kterém se autor nedopustí žádné zásadní chyby, která by záznam znehodnotila. Z takto upraveného záznamu lze stanovit, že součtem odraženého a prošlého pulzu získáme přibližně prvotní zatěžující pulz a to konkrétně na ose časové i napěťové. Takto upravený záznam lze dále využít pro následující vyhodnocení Hopkinsonova testu. Poměrnou radiální deformaci tyče lze stanovit dle vztahu:

$$\varepsilon_r = \frac{\Delta R_1}{R_1} [-] \quad (4.25)$$

Poměrnou axiální deformaci tyče lze stanovit ze vztahu pro poměrnou radiální deformaci následovně [40]:

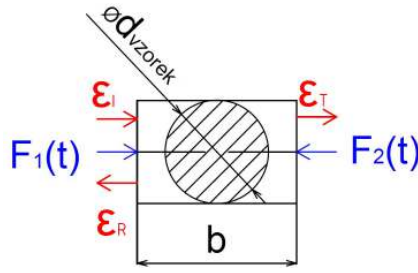
$$\varepsilon_z = \frac{\varepsilon_r}{\mu} [-] \quad (4.26)$$

kde  $\mu [-]$  značí Poissonovo číslo vyjadřující poměr radiální a axiální deformace daného materiálu za daných podmínek zatěžování. Dalším krokem je odečtení hodnot impulsů z hodnot axiální deformace tyče  $\varepsilon_z$  a to konkrétně hodnot zatěžujícího  $\varepsilon_I(t)$ , odraženého  $\varepsilon_R(t)$  a prošlého  $\varepsilon_T(t)$  přetvoření.

2. Z dynamické rovnováhy sil na vzorek zatížený tlakovými silami na obou jeho koncích vyplývá:

$$F_{str}(t) = \frac{F_1(t) + F_2(t)}{2} \quad (4.27)$$

$$F_1(t) = E \cdot \varepsilon \cdot S_{tyc} = E \cdot (\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t)) \cdot \frac{\pi \cdot D_{tyc}^2}{4} \quad (4.28)$$



$$F_2(t) = E \cdot \varepsilon \cdot S_{tyc} = E \cdot \varepsilon_T(t) \cdot \frac{\pi \cdot D_{tyc}^2}{4} \quad (4.29)$$

$$\sigma_{str}(t) = \sigma_d(t) = \frac{F_{str}(t)}{S_{vzorek}} = \frac{F_{str}(t)}{\pi \cdot \frac{d_{vzorek}^2}{4}} \quad (4.30)$$

$$\sigma_{str}(t) = E \cdot \frac{D_{tyc}^2}{2 \cdot d_{vzorek}^2} \cdot (\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) + \varepsilon_T(t)) \quad (4.31)$$

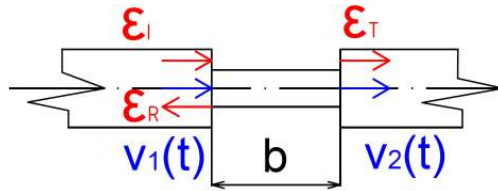
Jestliže je válcový vzorek deformován rovnoměrně opět na válcový, pak je elastická deformace vstupní tyče rovna elastické deformaci výstupní tyče a platí vztah:

$$\varepsilon_I(t) + \varepsilon_R(t) = \varepsilon_T(t) \quad (4.32)$$

Za tohoto předpokladu lze výraz pro napětí po dosazení zjednodušit na tvar:

$$\sigma_{str}(t) = \sigma_d(t) = E \cdot \frac{D_{tyc}^2}{d_{vzorek}^2} \cdot \varepsilon_T(t) [MPa] \quad (4.33)$$

3. Z analýzy rychlostí pohybu tyče v kontaktu se vzorkem vyplývá:



$$v_1(t) = c_0 \cdot (\varepsilon_I(t) - \varepsilon_R(t)) \quad (4.34)$$

$$v_2(t) = c_0 \cdot \varepsilon_T(t) \quad (4.35)$$

kde neznámá  $c_0$  značí rychlost šíření elastické vlny a platí:

$$c_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (4.36)$$



$$\dot{\epsilon}_{str}(t) = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{v_2 - v_1}{b} = \frac{c_0 \cdot (\epsilon_T(t) - \epsilon_I(t) + \epsilon_R(t))}{b} \quad (4.37)$$

Jestliže je válcový vzorek deformován rovnoměrně opět na válcový, pak je elastická deformace vstupní tyče rovna elastické deformaci výstupní tyče a platí vztah:

$$\epsilon_I(t) + \epsilon_R(t) = \epsilon_T(t) \quad (4.38)$$

Za tohoto předpokladu lze výraz pro rychlost deformace vzorku po dosazení zjednodušit na tvar:

$$\dot{\epsilon}_{str}(t) = \frac{2 \cdot c_0 \cdot \epsilon_R(t)}{b} [s^{-1}] \quad (4.39)$$

4. Při integraci rychlosti deformace vzorku plyne vztah pro axiální deformaci vzorku:

$$\epsilon_{str}(t) = \frac{c_0}{b} \int_0^t (\epsilon_T(t) - \epsilon_I(t) + \epsilon_R(t)) dt \quad (4.40)$$

Za předpokladu jednorozměrného šíření rázové vlny lze zjednodušit vztah na tvar:

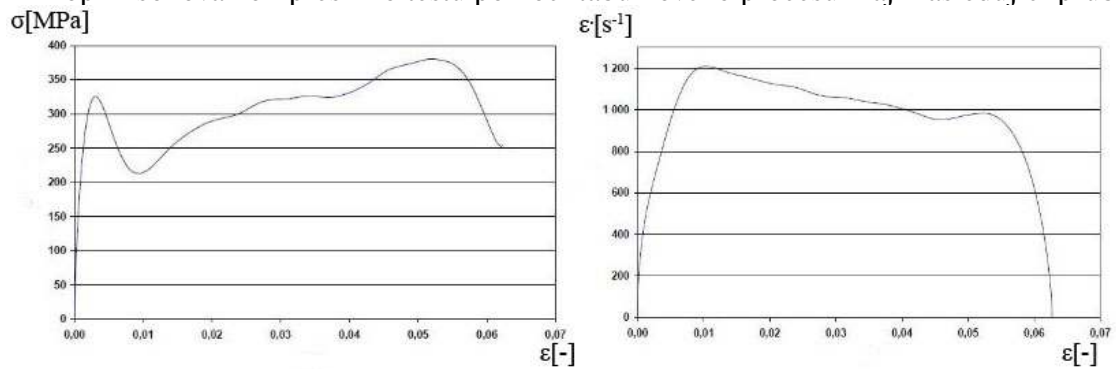
$$\epsilon_{str}(t) = \frac{2 \cdot c_0}{b} \int_0^t \epsilon_R(t) dt [-] \quad (4.41)$$

5. Konečná hodnota poměrné deformace lze stanovit na základě měření rozměrů vzorků před a po deformaci:

$$\epsilon = \frac{b_0 - b_1}{b_0} [-] \quad (4.42)$$

Při porovnání hodnoty přetvoření  $\epsilon$  získané na základě měření rozměrů vzorku a přetvoření  $\epsilon_{str}(t)$  v konečné fázi odraženého pulzu získané na základě předchozího teoretického řešení získáme hodnoty, jež se liší. Odlišnost je zapříčiněna dokováním vzorku mezi tyčemi při jejich osovém rozkmitání. Teoretické řešení se však oblasti dokování netýká, čili je za hranicí vyhodnocujících výsledků. Experimentálně je dokázáno, že výsledná hodnota  $\epsilon$  získaná na základě měření geometrie vzorku po Hopkinsonově kompresním testu dosahuje vyšší hodnoty než přetvoření získané výpočtem.

6. Vyhodnocení křivek  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\epsilon)$  na základě předchozího teoretického řešení Hopkinsonova kompresního testu pomocí tabulkového procesu mají následující průběh:



Obr. 86: Křivky  $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}(\epsilon)$  a  $\sigma = \sigma(\epsilon)$  při měření Hopkinsonova kompresního testu pro hliníkovou slitinu pro teplotu 500 °C po matematické filtraci.

# PŘÍLOHA 4 POSTUP PŘI VYHODNOCENÍ TAYLOROVA TESTU [22], [40], [9], [10], [13] [38]

Mez kluzu materiálu vzorku po Taylorově testu lze jednoduše určit na základě následujících empirických vztahů dle jednotlivých autorů, vztahy jsou založeny na proměřené geometrii vzorku po deformaci:

- **Dle Hutchingse**

$$\sigma'_{DY} = \rho \cdot v_0^2 \cdot \frac{10^{-6} \cdot (L_0 - X)}{2 \cdot (L_0 - L_f) \cdot \ln \frac{L_0}{X}} [MPa] \quad (4.43)$$

kde  $\rho [kg \cdot m^3]$  značí měrnou hmotnost materiálu vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  dopadovou rychlost vzorku při dopadu na čelo měrné tyče a rozměry vzorku  $L_0, X, L_f [m]$  lze odečíst dle geometrického modelu na obr. 33.

Vztah 4.43 lze zjednodušit na základě korekcí při velmi malé rychlosti rázu, kdy tvar z trychtýře přechází do soudečku a deformace vzorku se průběhem podobá pěchovací zkoušce, přitom podíl  $\frac{L_0}{L_f} \approx 1$ , čili nastává malé zkrácení vzorku a platí následující vztah:

$$\sigma_{DY} = 2 \cdot \sigma'_{DY} \cdot \left( \frac{1}{1 - \frac{X}{L_0}} - \frac{1}{\ln \frac{L_0}{X}} \right) [MPa] \quad (4.44)$$

- **Dle Wilkinse a Guinia**

$$\sigma_{DY} = \rho \cdot v_0^2 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{1}{2 \cdot \ln \frac{L_0}{L_f}} [MPa] \quad (4.45)$$

kde  $\rho [kg \cdot m^3]$  značí měrnou hmotnost materiálu vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  dopadovou rychlost vzorku při dopadu na čelo měrné tyče a rozměry vzorku  $L_0, L_f [m]$  lze odečíst dle geometrického modelu na obr. 33.

Vztah 4.45 byl stanoven na základě Bernoulliho rovnice za předpokladu nulové penetrační rychlosti tzn. kovadlina popř. měrná tyč je dokonale tuhá a dále pro případ, že nelze jednoznačně rozlišit nedeformovanou část od deformované.

- **Dle Taylora**

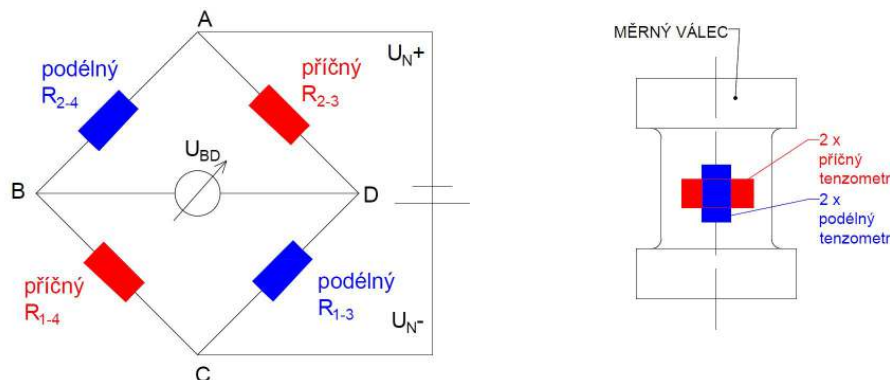
$$\sigma_{DY} = (v_0^2 + v_0 \cdot c_{pl}) \cdot \frac{10^{-6} \cdot \rho}{2 \cdot \ln \frac{L_0}{X}} [MPa] \quad (4.46)$$

kde  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  značí dopadovou rychlost vzorku při dopadu na čelo měrné tyče,  $c_{pl} [m \cdot s^{-1}]$  rychlost šíření plastické vlny v materiálu vzorku,  $\rho [kg \cdot m^3]$  měrnou hmotnost materiálu vzorku a rozměry vzorku  $L_0, X [m]$  lze odečíst dle geometrického modelu na obr. 33.

$$c_{pl} = \sqrt{\frac{d\sigma}{d\varepsilon}} \doteq 2\,800 \, m \cdot s^{-1} \, pro \, ocel \quad (4.47)$$

Z Taylorova testu lze dále stanovit velikost rázové síly na základě analytických vztahů následujícími přístupy:

### 1. Při zapojení tenzometrů do Wheastonova mostu



Obr. 87: Zapojení tenzometrů do Wheastonova mostu při měření Taylorova testu v laboratorních prostorách ÚST FSI.

$$\varepsilon_{merene} = \frac{U_{BD}}{U_N} \cdot \frac{2}{k} \cdot \frac{1}{z} \cdot \frac{1}{(1 + \mu)} [-] \quad (4.48)$$

kde  $U_{BD}$  [V] značí měřicí napětí odečtené ze záznamu dle obr. 36,  $U_N = 2,41V$  napájecí napětí na dynamometru,  $k = 1,99$  faktor tenzometru,  $z$  [-] zesílení a  $\mu$  [-] Poissonovo číslo pro daný materiál.

$$\sigma_1 = E_{tyc} \cdot \varepsilon_1 = E_{tyc} \cdot \frac{\varepsilon_{merene}}{2} [MPa] \quad (4.49)$$

kde  $\sigma_1$  značí hlavní osově napětí v průřezu měrné tyče, které je přepočteno na základě poloviční hodnoty  $\frac{\varepsilon_{merene}}{2}$ , jelikož 2 tenzometry pod sebou vždy snímají dvojnásobný signál (viz obr. 87) a  $E_{tyc}$  značí Youngův modul pružnosti tyče v tahu.

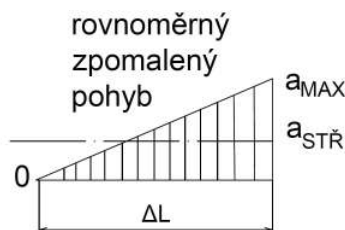
$$F_1 = \sigma_1 \cdot S_{tyc} = \sigma_1 \cdot \frac{\pi \cdot D_{tyc}^2}{4} [N] \quad (4.50)$$

kde  $F_1$  značí změřenou rázovou sílu,  $\sigma_1$  [MPa] hlavní osově napětí v průřezu měrné tyče a  $D_{tyc} = 20\text{ mm}$  značí průměr čela měrné tyče.

$$\sigma_d = \sigma_1 \cdot \frac{S_{tyc}}{S_{vzorek}} [MPa] \quad (4.51)$$

kde  $\sigma_d$  značí deformační napětí získané z principu rovnosti rázové a reakční síly.

## 2. Z D'Alambertova principu setrvačnosti



Obr. 88: Schéma rovnoměrného zpomaleného pohybu vzorku při Taylorově testu.

Rovnoměrný zpomalený pohyb vzorku při Taylorově testu lze vyjádřit následující rovnicí:

$$F - m \cdot a = 0 \quad (4.52)$$

kde  $F$  [N] značí sílu působící při rovnoměrném zpomaleném pohybu vzorku, která klesá z  $MAX \rightarrow 0$  po dráze  $\Delta L$  (viz obr. 88),  $m$  [kg] značí hmotnost vzorku a  $a$  [ $m \cdot s^{-2}$ ] zpomalení vzorku.

Po nárazu vzorku na čelo měrné tyče dochází k šíření elastické vlny vzorkem větší rychlostí než šíření plastické vlny, přičemž na konci čela vzorku se elastická vlna odráží s opačnou amplitudou tahového charakteru a dochází tedy k interakci elastické a plastické vlny. Nastává konečná fáze deformace, neboť napětí při interakci klesá na nulovou hodnotu.

$$F_{max} = m \cdot a_{max} = m \cdot 2 \cdot a_{str} = m \cdot 2 \cdot \frac{dv}{dt} = m \cdot 2 \cdot \frac{dv}{dt} \cdot \frac{dx}{dx} = m \cdot 2 \cdot v \cdot \frac{dv}{dx} \quad (4.53)$$

Po separaci proměnných rovnice 4.53 získáme diferenciální rovnici následujícího tvaru:

$$F_{max} \cdot \int_0^{\Delta L} dx = 2 \cdot m \cdot \int_{v_p}^0 v \cdot dv \quad (4.54)$$

Řešením diferenciální rovnice 4.54 získáme výsledný vztah:

$$F_{max} = -m \cdot \frac{v_0^2}{\Delta L} = -\rho \cdot S_0 \cdot L_0 \cdot \frac{v_0^2}{(L_0 - L_f)} [N] \quad (4.55)$$

kde  $F_{max}$  značí počáteční velikost rázové síly,  $m = \rho \cdot S_0 \cdot L_0$  [kg] hmotnost vzorku,  $v_0$  [ $m \cdot s^{-1}$ ] počáteční rychlost vzorku a  $\Delta L = (L_0 - L_f)$  [m] dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu.

$$F_{max_{75}} = -\mu \cdot m \cdot \frac{v_0^2}{\Delta L} = -\mu \cdot \rho \cdot S_0 \cdot L_0 \cdot \frac{v_0^2}{(L_0 - L_f)} [N] \quad (4.56)$$

kde  $F_{max_{75}}$  značí velikost rázové síly se zohledněním ztrát energie,  $\mu = 0,75$  značí účinnost procesu,  $m = \rho \cdot S_0 \cdot L_0$  [kg] hmotnost vzorku,  $v_0$  [ $m \cdot s^{-1}$ ] počáteční rychlost vzorku a  $\Delta L = (L_0 - L_f)$  [m] dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu.

$$a_{max} = -\frac{v_0^2}{\Delta L} = -\frac{v_0^2}{(L_0 - L_f)} [m \cdot s^{-2}] \quad (4.57)$$

kde  $a_{max}$  značí maximální počáteční zpomalení vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  počáteční rychlost vzorku a  $\Delta L = (L_0 - L_f) [m]$  dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu.

$$a_{str} = -\frac{v_0^2}{2 \cdot \Delta L} = -\frac{v_0^2}{2 \cdot (L_0 - L_f)} [m \cdot s^{-2}] \quad (4.58)$$

kde  $a_{str}$  značí střední hodnotu zpomalení vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  počáteční rychlost vzorku a  $\Delta L = (L_0 - L_f) [m]$  dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu.

$$\Delta t = \frac{v_0}{a_{str}} = \frac{v_0}{\frac{v_0^2}{2 \cdot \Delta L}} = \frac{2 \cdot \Delta L}{v_0} [s] \quad (4.59)$$

kde  $\Delta t$  značí dobu trvání rázu,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  počáteční rychlost vzorku,  $a_{str}$  střední hodnotu zpomalení vzorku a  $\Delta L = (L_0 - L_f) [m]$  dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu.

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} [-] \quad (4.60)$$

kde  $\varepsilon$  značí poměrné přetvoření vzorku,  $\Delta L = (L_0 - L_f) [m]$  dráhu rovnoměrně zpomaleného pohybu a  $L_0 [m]$  počáteční délku vzorku.

$$\varphi = \ln \frac{L_f}{L_0} [-] \quad (4.61)$$

kde  $\varphi$  značí skutečné logaritmické přetvoření vzorku,  $L_f [m]$  konečnou délku vzorku a  $L_0 [m]$  počáteční délku vzorku.

$$\dot{\varphi}_{max} = -\frac{d\varphi}{dt} = -\frac{dL}{L \cdot dt} = -\frac{v_0}{L_0} [s^{-1}] \quad (4.62)$$

kde  $\dot{\varphi}_{max}$  značí maximální rychlost deformace vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  počáteční rychlost vzorku a  $L_0 [m]$  počáteční délku vzorku.

$$\dot{\varphi}_{str} = -\frac{v_0}{2 \cdot L_0} [s^{-1}] \quad (4.63)$$

kde  $\dot{\varphi}_{str}$  značí střední rychlost deformace vzorku,  $v_0 [m \cdot s^{-1}]$  počáteční rychlost vzorku a  $L_0 [m]$  počáteční délku vzorku.

$$\sigma_d = \frac{F_{max}}{S_{max}} = \frac{F_{max}}{\frac{\pi \cdot d_{1max}^2}{4}} [MPa] \quad (4.64)$$

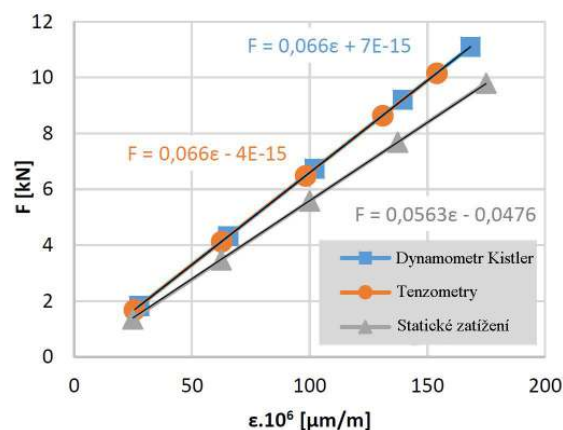
kde  $\sigma_d$  značí deformační odpor materiálu vzorku,  $F_{max} [N]$  počáteční velikost rázové síly a  $d_{1max} [mm]$  maximální průměr vzorku po deformaci.



### 3. Z cejchovního diagramu měrné tyče



Cejchovní diagram měrné tyče vyrobené z oceli MARAGING značí závislost síly  $F = F(\epsilon_{merene})$  (viz obr. 89), z které lze odečíst příslušnou hodnotu rázové síly  $F$  při vypočítané hodnotě  $\epsilon_{merene}$  dle vztahu 4.48. Veličina  $\epsilon_{merene}$  je do diagramu vynášena v jednotkách tzv. mikrostrainech [ $\mu m \cdot m^{-1}$ ], což umožňuje rychlejší a názornější orientaci na ose diagramu při vynášení jednotky síly  $F$  [kN]. Diagram byl stanoven při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování v laboratorních prostorách ÚST FSI. Pro dynamické cejchování bylo využito Charpyho kladivo o nominální energii 50J, které po opakovaném nárazu z různých úhlů vychýlení beranu vyvolalo elastickou napětovou vlnu skrz měrnou tyč. Statické cejchování bylo provedeno na hydraulickém trhacím stroji ZD 40 až do síly 40 kN. V případě statického i dynamického cejchování vykazuje závislost lineární průběh, neboť je povolena pouze elastická deformace měrné tyče dle Hookova zákona. Dynamická přímka vykazuje strmější charakter než statická a pro vyhodnocení velikosti rázové síly po Taylorově testu je nutné využít křivku z dynamického cejchování.

Při porovnání hodnoty rázové síly odečtené z cejchovního diagramu a ze vztahu 4.50 a 4.55 lze pozorovat, že rázová síla nevykazuje shodu mezi těmito třemi přístupy.



Obr. 89: Cejchovní diagram měrné tyče pro Taylorův test stanovený v laboratorních prostorách ÚST FSI při kvazistatických i dynamických podmínkách zatěžování [38].

**PŘÍLOHA 5 ATESTOVANÝ DOKUMENT  
PRO KOROZIVZDORNOU OCEL  
DLE ČSN 41 7348**

 <p>Correspondentieadres: Aperam Genk Swinnenwijerweg 5, 3600 Genk, Belgium Tel. +32 (0)89 30 21 11</p>		<b>MILL CERTIFICATE BS EN 10204/3.1</b> <b>CERTIFICAT DE RECEPTION NF EN 10204/3.1</b> <b>ABNAHMEPRUEFZEUGNIS DIN EN 10204/3.1</b>										<b>N-Nr-N 13K0041456-01 V01</b>			
		Certified acc. PED 97/23/EC Annex I § 4.3 by Certification Body 0036 of TÜV SÜD Industrie Service GmbH with cert. No.: 314/2007/MUC. Renounced of counter signature agreed by TÜV SÜD (9/5/2007). Approved acc. AD 2000-Merkblatt W0 TRD 100 by TÜV SÜD Industrie Service GmbH. Confirmation letter from TÜV SÜD Industrie Service GmbH of 07/05/2010 about the uniformity of coils acc. AD 2000 W2 §4.1.1													
Manufacturer's works order number N° de la commande usine productrice Werksauftragsnummer <b>80162503/01-08457/820/01</b>		Surveyor's mark Cachet de l'expert Stempel des Werkssachverständigen 		Purchaser and/or consignee Client et/ou destinataire Besteller und/oder Empfänger <b>APERAM STAINLESS SERVICES &amp; SOLUTION</b> Hildener Straße 28 40699 Erkrath DEUTSCHLAND						Purchaser's order number N° de commande client Kundenbestellnummer <b>307683561</b>					
Product - Produit - Erzeugnis COIL, COLD ROLLED, UNTRIMMED, FINISH 2B COIL, LAMINE A FROID, BORDS NON REFENDUS, FINI 2B CL, KALTGEW., GEGLUHT+GEBEIZT, LEICHT NACHGEW., UNBESAEUMT		Steel designation Désignation de l'acier Stahlbezeichnung EN 10028-7-2008 1.4571 ASTM A 240-2012 TYPE 316TI ASME SA 240-2011 TYPE 316TI EN 10088-2-2005 1.4571 EN 10088-4-2009 1.4571		Finish Présentation Ausführung 2B 2B 2B 2B		Steelmaking process Mode d'élaboration de l'acier - Stahlherstellungverfahren Prod. proc.: Electric arc furnace - VOD/AOD - Continuous casting Proc. fabric.: Four à arc - VOD/AOD - Coulée continue Fertigungsablauf: Elektro-Ofen - VOD/AOD - Stranggussanlage						Product delivery condition Etat de livraison du produit - Lieferzustand Solution treated: Hypertrempe: <b>1050 C</b> Loesungsgegl.+abgeschreckt: Forced air-water/air forcé-eau Gebläse Luft-Wasser			
NACE MR 0175 / ISO 15156-1 / ISO 15156-3 // CORROSION TEST: ASTM A262-E // OK // CORROSION INTERGRANULAIRE SELON ISO 3651/2:OK															
Identification of the product Identification du produit - Identifizierung des Erzeugnisses <b>MELTED IN BELGIUM, MADE IN BELGIUM</b>		Dimensions Dimensions - Abmessungen Thickness Epaisseur - Stærke 2.00 mm						Width Largeur - Breite 1290.00 mm		Length Longueur - Länge		Number of pieces Nb de pièces - Stueckzahl <b>1</b>			
Coil n. N. Bobine - Band Nr. 33505119		Heat n. N. Coulée - Schmelz Nr. 335051								Net weight Poids net - netto Gewicht <b>18350 KG</b>					
<b>CHEMICAL ANALYSIS - ANALYSE CHIMIQUE - CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG</b>															
Required - Exigé %mini Anforderung. %maxi		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S	P	Co			
Cast Analysis Analyse coulée Analyse Schmelze		0.021	0.37	1.16	10.55	16.66	2.03	0.293	0.010	0.005	0.034	0.229			
		C71	C72	C73	C74	C75	C76	C77	C78	C79	C80	C81	C82	C83	
Positive material identification carried out : OK Tests de vérification de la conformité de la nuance fournie : OK Verwechslungsprüfung wurde durchgeführt : OK		Alfa Ferrite				Delta Ferrite									
		C04				C93				D52					
Location (1)		<b>MECHANICAL PROPERTIES - PROPRIETES MECANQUES - MECHANISCHE WERTE</b> EN ISO 6892-1													
Direction (2)		Room temperature - Température ambiante - Raumtemperatur										Test temperature (°C) :			
Required Exigé Anforderung		Yield or proof strength Limite d'élasticité Dehngrenze MPa		Tensile Strength Résistance à la traction Zugfestigkeit MPa		Elongation after fracture Allongement après rupt. Bruchdehnung %		Hardness Dureté Härte		Yield or proof strength Limite d'élasticité Dehngrenze MPa		Tensile str. Résist. MPa Zugfestigkeit		Elongation % Allongement. Bruchdehnung	
mini maxi		Rp0.2% Rp1%		Rm		50mm 80mm		HRB C30		Rp0.2% Rp1%		Rm 50mm			
1 T		240 270		540 690		40 40		95							
2 Obtenu Ergebnisse		288 314		580		51 48		77 75							
		C11		C14		C12		C13		C15		C31		C16	
Impact strength test Essai de résilience Kerbschlagzähigkeitstest		C40 (°C)		Corrosion test Test de corrosion Korrosionstest		Grain size ASTM E 112		E0.2(T)/R(T) %						Sample Thickness 1.95mm	
		C44				10.0		49		C52		C53		C54	
		C42				C50		C51		C52		C53		C54	
Location of the sample (1) Emplacement de l'échantillon Lage des Probenabschnittes 1. Front - Début - Anfang 2. Back - Fin - Ende 3. Middle - Milieu - Mitte		The delivery is in accordance with the order La fourniture est conforme aux exigences de la commande Die Lieferung entspricht den Bestellbedingungen		Packing list Avis d'expédition Lieferscheinnummer <b>2013045018-100052</b>		Organisation inspection Organisme et/ou service contrôle Überwachungsabteilung <b>Quality Department</b> 3/10/2013 The inspector Le responsable Der Werkssachverständige <b>S. Hillen</b>									
		C01		A10		A05									
Direction of the test pieces (2) Orientation des éprouvettes Probenrichtung T. Transverse - Travers - Quer L. Longitudinal - Long - Laengs		Marking, inspection and measurement : without objection Contrôle de marquage, d'aspect et de dimensions : satisfaisants Prüfung der Stempelung, des Oberflächenaspekts und der Abmessungen : ohne Beanstandung													
		C02		D01											

**PŘÍLOHA 6 MATERIÁLOVÝ LIST**  
**PRO KOROZIVZDORNOU OCEL**  
**DLE ČSN 41 7348** <sup>[25]</sup>

**ČSN 41 7348****STN 41 7348**

Korozivzdorná Cr-Ni-Mo-Ti ocel

**OCEL****17 348****Chemické složení [hm. %]**

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Ti	P	S
max 0,10	max 2,0	max 1,0	16,5-18,5	11,0-14,0	2,00-2,50	min 5 × %C	max 0,045	max 0,030

**Polotovary**

- |                   |                    |
|-------------------|--------------------|
| [1] tyče          | [4] trubky bezešvé |
| [2] tyče broušené | [5] tlusté plechy  |
| [3] plechy        |                    |

**Mechanické vlastnosti**

Polotovar	[1]			[2]	[3]		[4]		
Rozměr t, d [mm]	do 60	60-100	100-150	do 50	do 10	10-30	d ≤ 89	t ≤ 20	
Stav	. 4								
Mez kluzu R <sub>p</sub> 0,2 [MPa] min.	225		215	225	225	215	225		
Mez pevnosti R <sub>m</sub> [MPa]	500-750			500-750	500-750		500-750		
Tažnost A <sub>5</sub> [%]	40	35		40	30	26	35		
Vrubová houževnatost min KCU 3 [J . cm <sup>-2</sup> ]	podél 120		podél 120 napříč 80	podél 120	—	podél 120 napříč 80	—		
Modul pružnosti E [GPa] za zvýšených teplot	20 °C		100 °C	200 °C		300 °C	400 °C		500 °C
	200		194	186		179	172		165
Mez kluzu R <sub>p</sub> 0,2 [MPa] min. za zvýšených teplot pro t do 100 mm	50 °C	100 °C	150 °C	200 °C	250 °C	300 °C	350 °C	400 °C	500 °C
	205	190	176	165	155	145	140	135	129

**Fyzikální vlastnosti**

Hustota	Měrná tepelná kapacita	Teplotní součinitel roztlačnosti	Tepelná vodivost	Rezistivita
ρ [kg . m <sup>-3</sup> ]	c <sub>p</sub> [J . kg <sup>-1</sup> . K <sup>-1</sup> ]	α [K <sup>-1</sup> ]	λ <sub>t</sub> [W . m <sup>-1</sup> . K <sup>-1</sup> ]	ρ [Ω . m]
8 000	440	16,5 . 10 <sup>-6</sup>	13,5	—

**Odolnost proti degradačním procesům****ODOLNOST PROTI KOROZI**

odolnost proti plošné korozi

ocel odolává lépe agresivním korozním prostředím než ocel 17 347; je odolnější zejména proti kyselině sírové, fosforečné a dalším neoxidujícím anorganickým kyselinám

odolnost proti mezikrystalové korozi

zaručená podle ČSN 03 8169; ocel odolává při dlouhodobé expozici v agresivních prostředích v celém rozsahu kritických teplot

odolnost proti bodové korozi

ocel odolává v korozním prostředí vyvolávajícím bodovou korozi lépe než ocel 17 347

Technologické údaje		
TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ		
rozpouštěcí žhání	1 020–1 080 °C	15 – 30 min. na teplotě, ochlazovat na vzduchu
žhání ke snížení prnutí	850– 950 °C	10 – 15 min. na teplotě, ochlazovat na vzduchu
TVAŘITELNOST		
teploty tváření	1 130 – 850 °C	ochlazovat na vzduchu
SVAŘITELNOST		
zaručená		
OBROBITELNOST		
[1] [2] [3] [5]	stav .4 $R_m \max = 750 \text{ MPa}$	soustružení, hoblování 8b
		frézování, vrtání 8b
Použití		
Svařitelná austenitická Cr-Ni-Mo ocel stabilizovaná titanem, odolná proti mezikrystalové korozi v celém rozsahu kritických teplot. Ocel je vhodná pro stavbu chemických zařízení (včetně tlakových nádob), požaduje-li se vyšší korozní odolnost v aktivním stavu a méně legovaná ocel 17 347 již nevyhovuje. Vhodná pro svařované komponenty, které nelze po svaření žíhat a kde není požadována leštitelnost na vysoký lesk zejména v chemickém, textilním a papírenském průmyslu pro vyšší provozní teploty.		
Ostatní vlastnosti		
Druh oceli podle způsobu výroby	Barevné značení podle ČSN 42 0010	Třída odpadu podle ČSN 42 0030
elektroocel	červená – světlemodrá – fialová	032



## Porovnání se zahraničními materiály

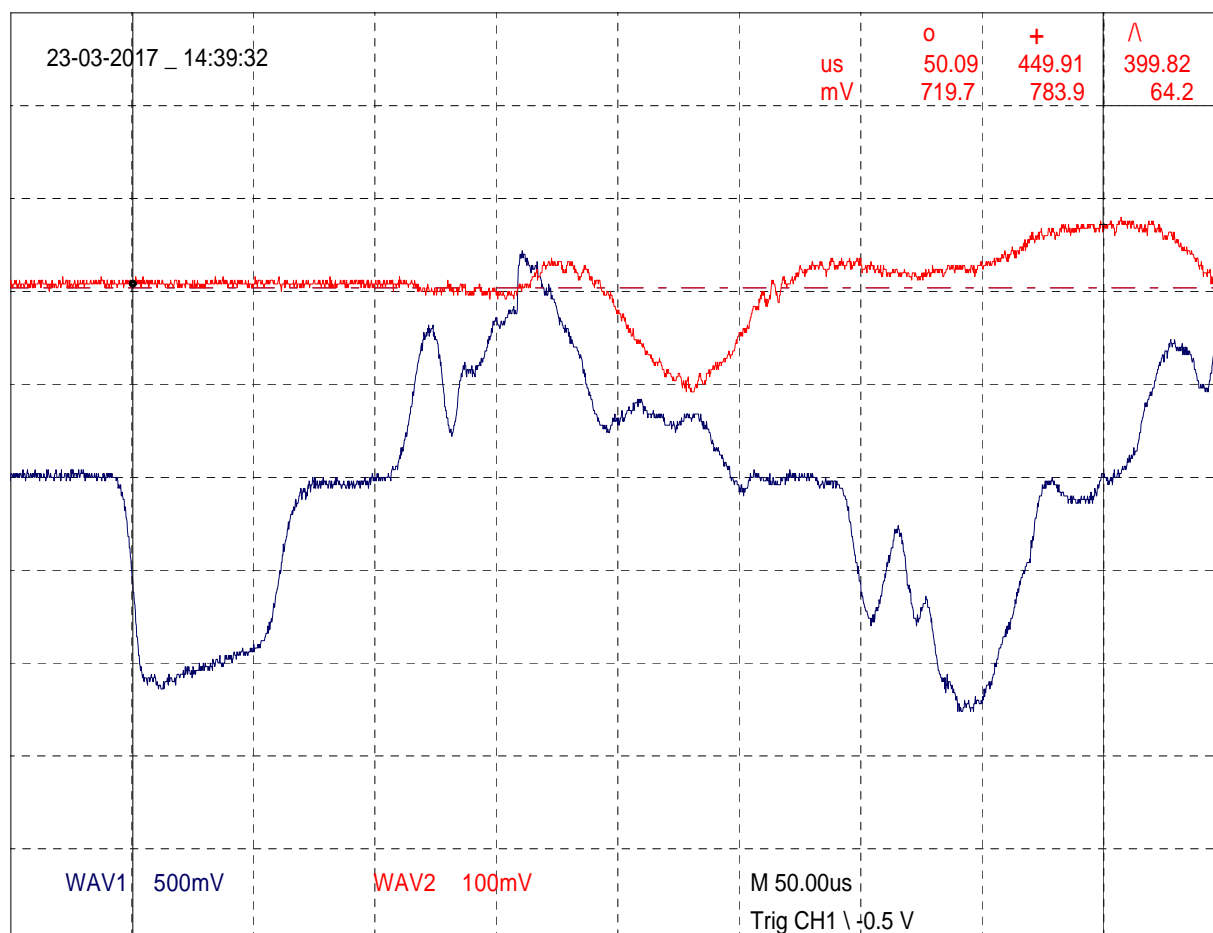
ISO		EURO		Německo	
21	ISO 683/13-86	X6CrNiMoTi17-12-2 X6CrNiMoTi17-12-2	EN 10088-95 EN 10028-96	X6CrNiMoTi17-12-2 X6CrNiMoTi17-12-2 X6CrNiMoTi17-12-2 X6CrNiMoTi17-12-2	DIN 17440-85 DIN 17441-85 DIN 17455-85 až 8-85 DIN EN 10088-95
Francie		Velká Británie		Rusko	
Z6CNDT17-12	NF A35-574-90	321S12	BS 970/4-70	10Ch17N13M2T	GOST 5632-72
Z6CNDT17-12	NF A36-209-90	320S17	BS 1501/3-73	08Ch17N13M2T	GOST 5632-72
Z6CNDT17-12	NF A36-607-84	320S31	BS 970/1-96		
X6CrNiMoTi17-12-2	NF EN 10088-95	X6CrNiMoTi17-12-2	BS EN 10088-95		
USA		Japonsko		Kanada	
316Ti	ASTM A276	SUS316Ti	JIS G4305-91	—	—
Itálie		Rakousko		Švédsko	
X6CrNiMoTi17-12	UNI 6901-71	X6CrNiMoTi17122S	ÖNORM M3120-86	2350-02	SS 142350
X6CrNiMoTi17-12	UNI 6904-71	X6CrNiMoTi17122KKW	ÖNORM M3120-91		
X6CrNiMoTi17-12	UNI 7500-75				
X6CrNiMoTi17-12	UNI 8317-81				
X6CrNiMoTi17-12 2	UNI EN 10088-95				
Polsko		Maďarsko		Norsko	
H17N13M2T	PN H86020-71	KO35Ti	MSZ 4360-87	—	—
H18N10MT	PN H86020-71				
Finsko		Švýcarsko		Španělsko	
—	—	—	—	X6CrNiMoTi17122 X6CrNiMoTi17122 X6CrNiMoTi17-12-2	UNE 36016-90 UNE 36087-89 UNE EN 10088-95
Čína		Rumunsko		Bulharsko	
0Cr18Ni12Mo2Ti	GB 1220-92	10TiMoNiCr175	STAS 3583-87	0Ch17N13M2T	BDS 6738-72
0Cr18Ni12Mo2Ti	GB 3280-92				
0Cr18Ni12Mo2Ti	GB 4237-92				
1Cr18Ni12Mo2Ti	GB 2270-80				
1Cr18Ni12Mo2Ti	GB 13296-91				
Austrálie		—		—	
316Ti	AS 1449-94	—		—	

**PŘÍLOHA 7 ZÁZNAMY NAPĚŤOVÝCH PULZŮ  
Z HOPKINSONOVA TAHOVÉHO TESTU  
PRO OCEL DLE ČSN 41 7348**

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 23.3.2017

Vzorek TAH-B1, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-1a, B-1b

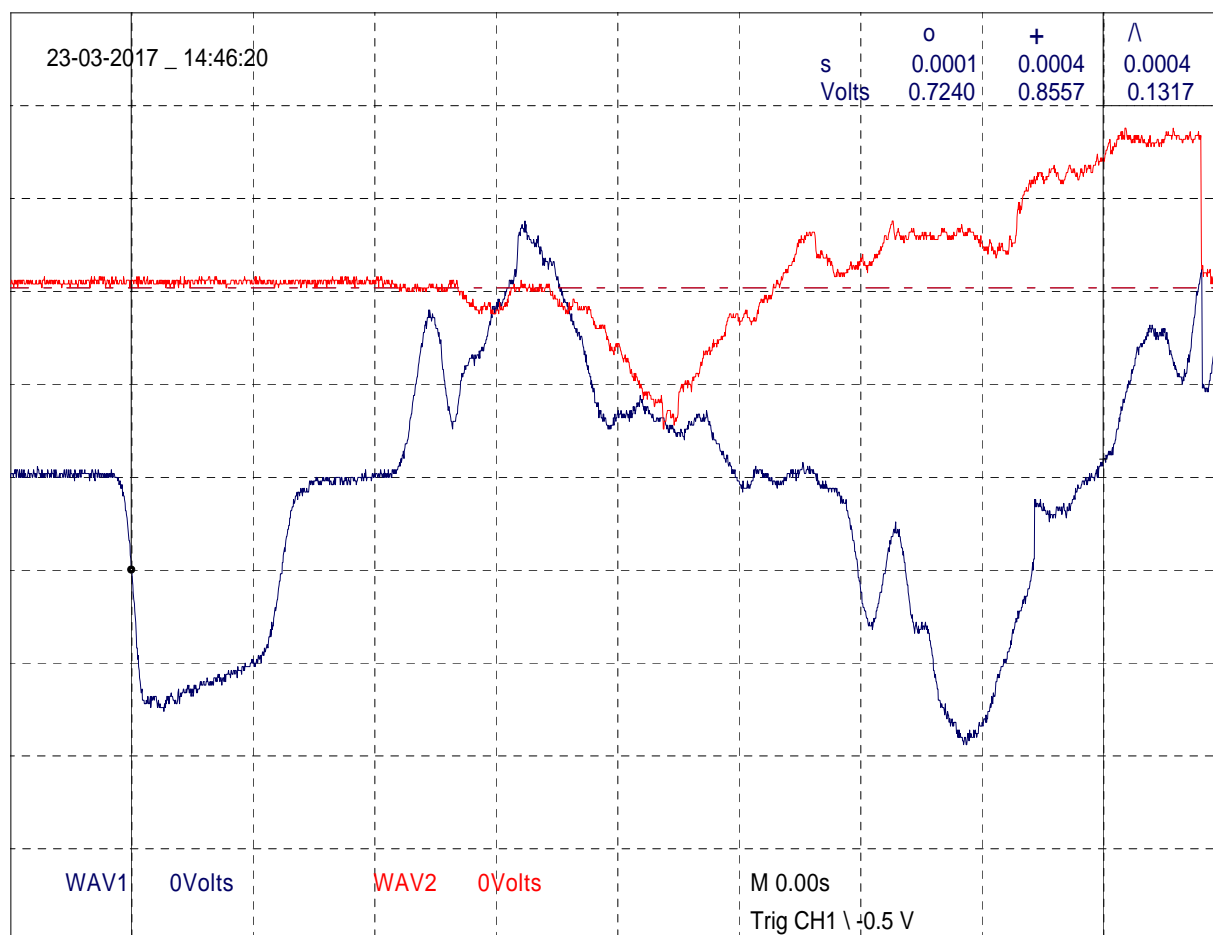


tp=22 s  
 tv=667 us v=22,5 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=34,93 mm L0=14,12 mm tl.stř=1,98 mm  
 LL1=43,70 mm L1=22,38 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č.2, typ2, 23.3.2017

Vzorek TAH-B2, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-2a, B-2b



tp=30 s

tv=600 us v=25 m/s

IB=150 mm

LL0=34,98 mm L0=13,67 mm tl.stř=1,95 mm

LL1=43,93 mm L1=20,50 mm

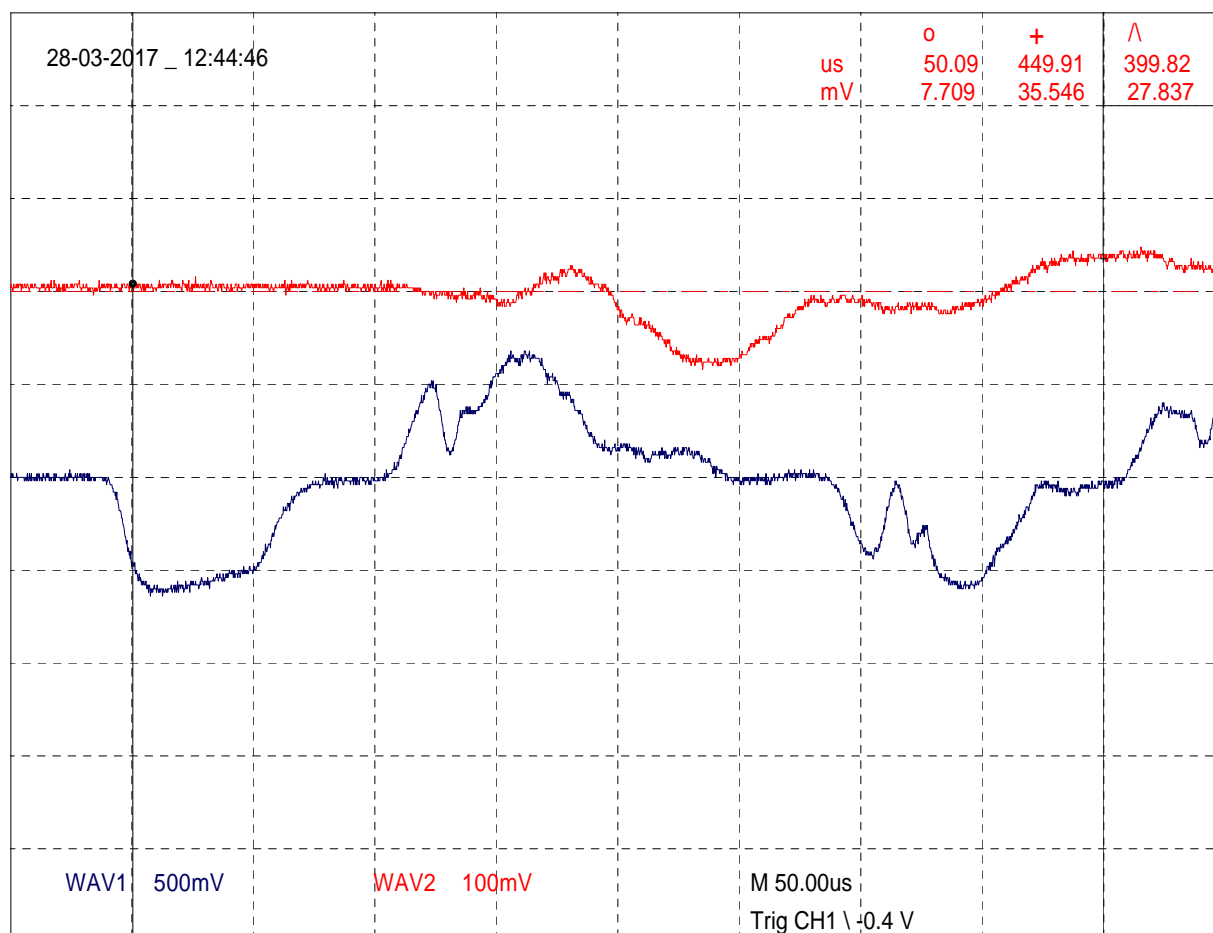
Počet rázů do přetržení: 1

zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B3, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-3a, B-3b

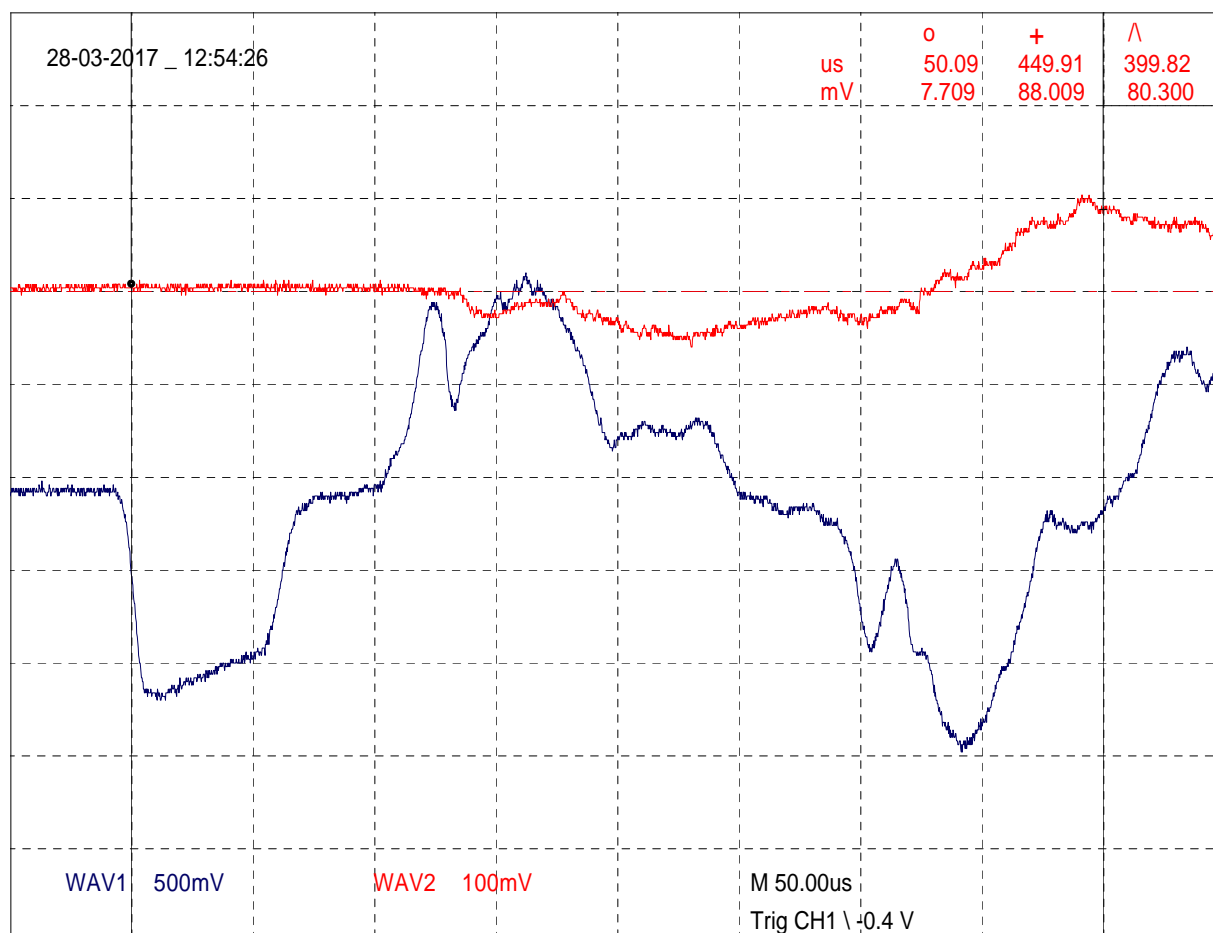


tp=20 s  
 tv=3529 us v=4,25 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=33,07 mm L0=13,80 mm tl.stř=1,96 mm  
 LL1=- mm L1=- mm  
 Počet rázů do přetržení: 2  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B3, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-3aa, B-3bb



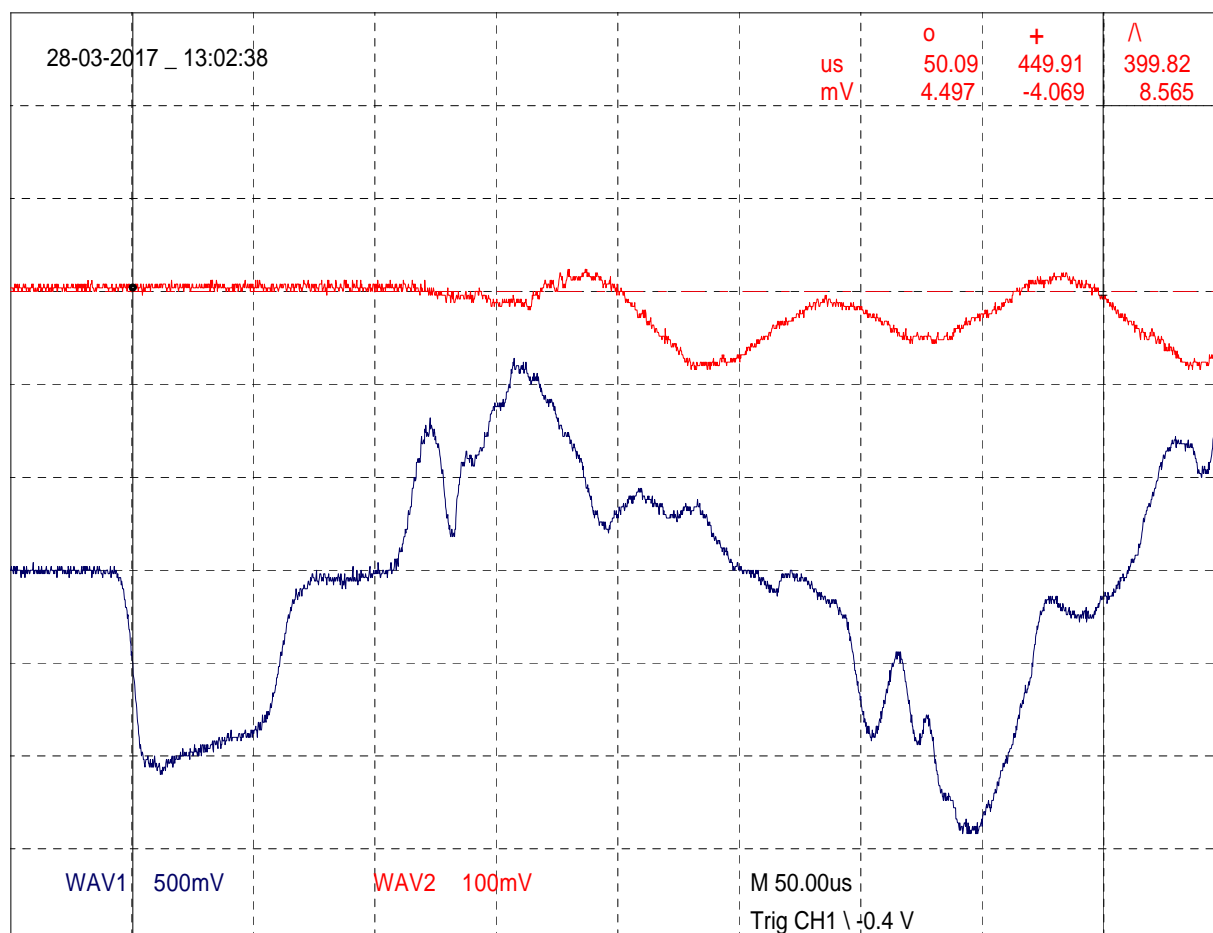
tp=20 s  
 tv=695 us v=21,6 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=- mm L0=- mm tl.stř=- mm  
 LL1=43,45 mm L1=23,93 mm  
 Počet rázů do přetržení: 2  
 zesílení 1+1000/330



Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B4, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-4a, B-4b

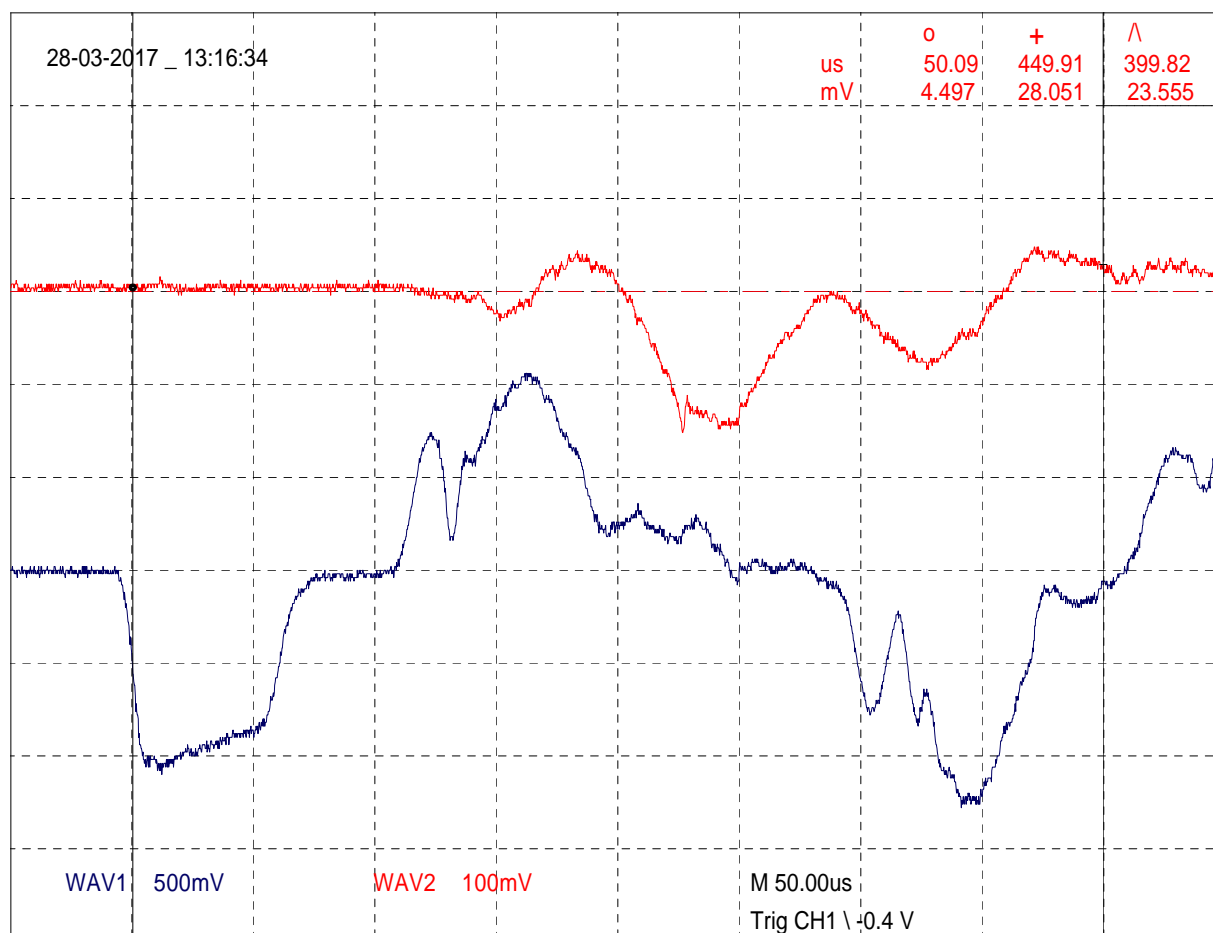


tp=20 s  
 tv=698 us v=21,5 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=33,17 mm L0=13,67 mm tl.stř=1,98 mm  
 LL1=41,58 mm L1=21,57 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B5, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-5a, B-5b

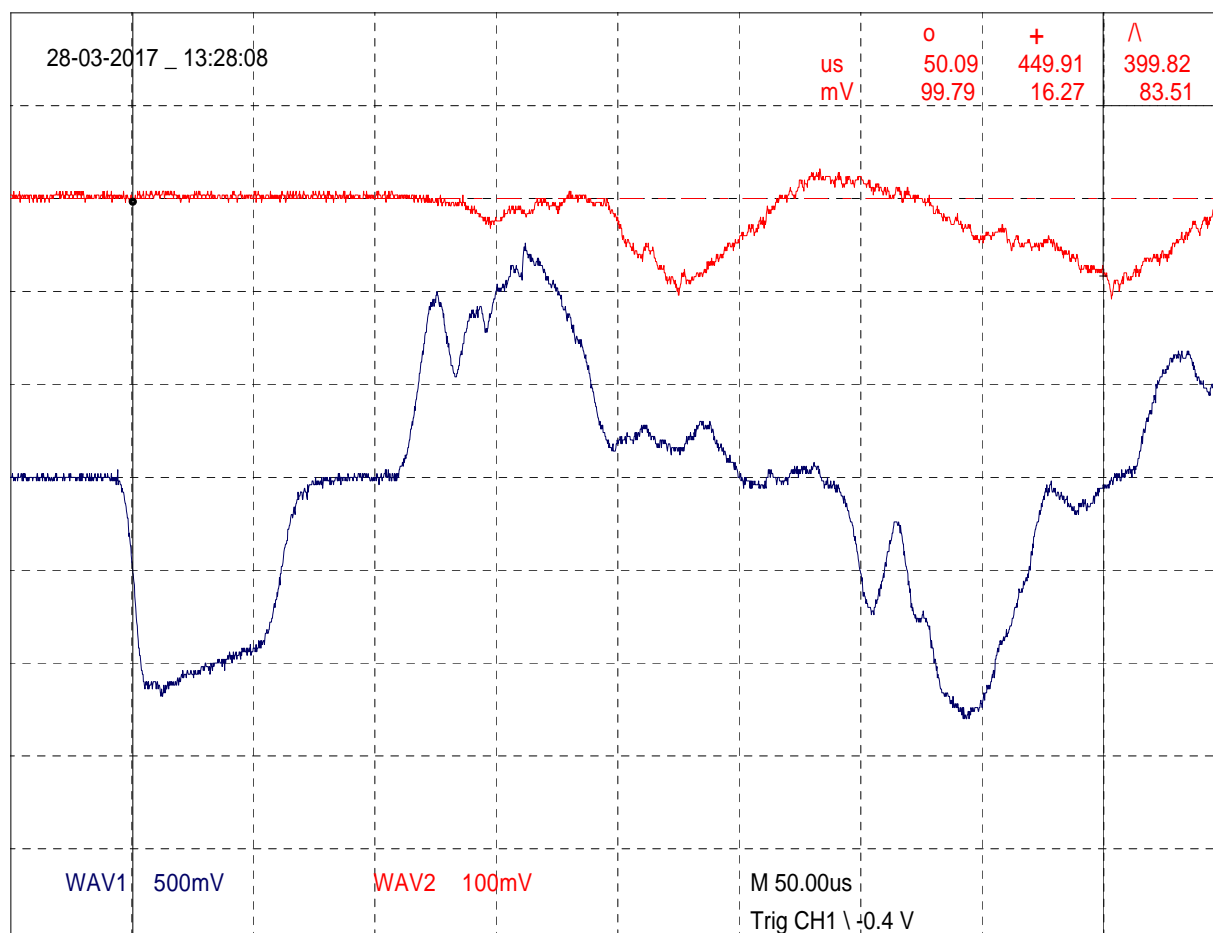


tp=20 s  
 tv=693 us v=21,65 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=32,74 mm L0=13,84 mm tl.stř=1,98 mm  
 LL1=40,51 mm L1=21,21 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B6, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-6a, B-6b

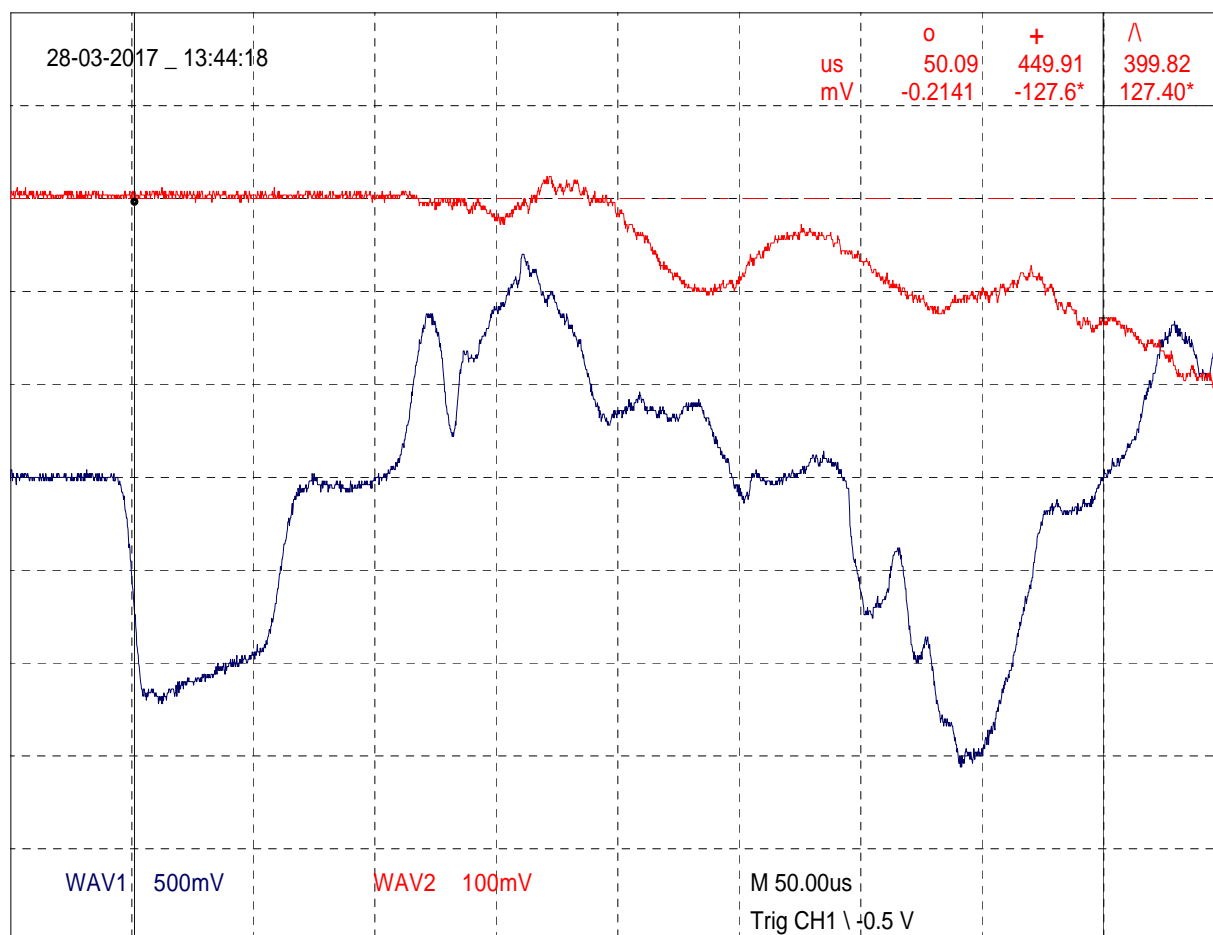


tp=25 s  
 tv=644 us    v=23,3 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=33,04 mm    L0=14,00 mm    tl.stř=1,99 mm  
 LL1=42,29 mm    L1=22,78 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B8, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-8a, B-8b

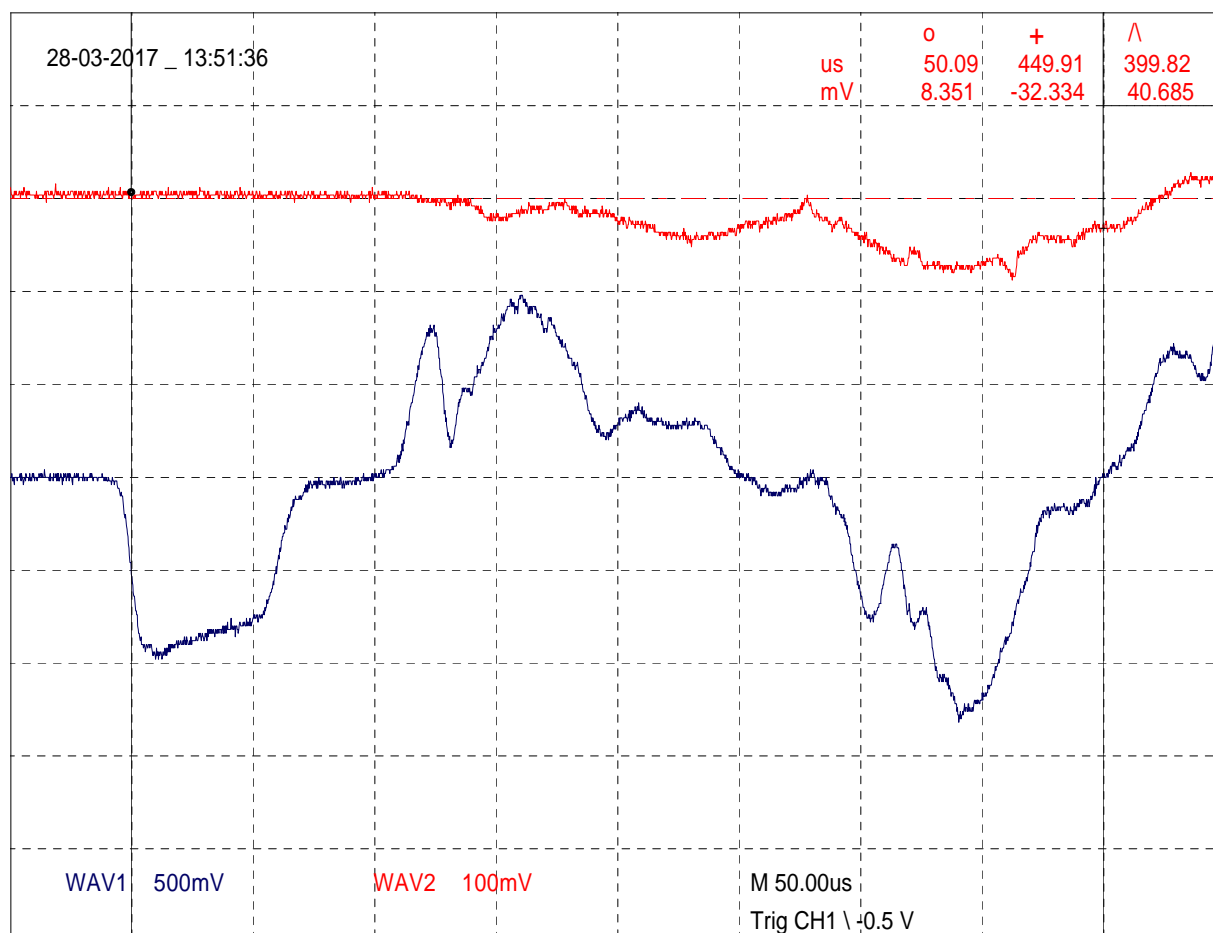


tp=30 s  
 tv=614 us v=24,43 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=32,80 mm L0=13,75 mm tl.stř=1,96 mm  
 LL1=42,42 mm L1=22,22 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B9, ocel 17 348 Kudláčková Barbora, Laser

Název záznamu: B-9a, B-9b

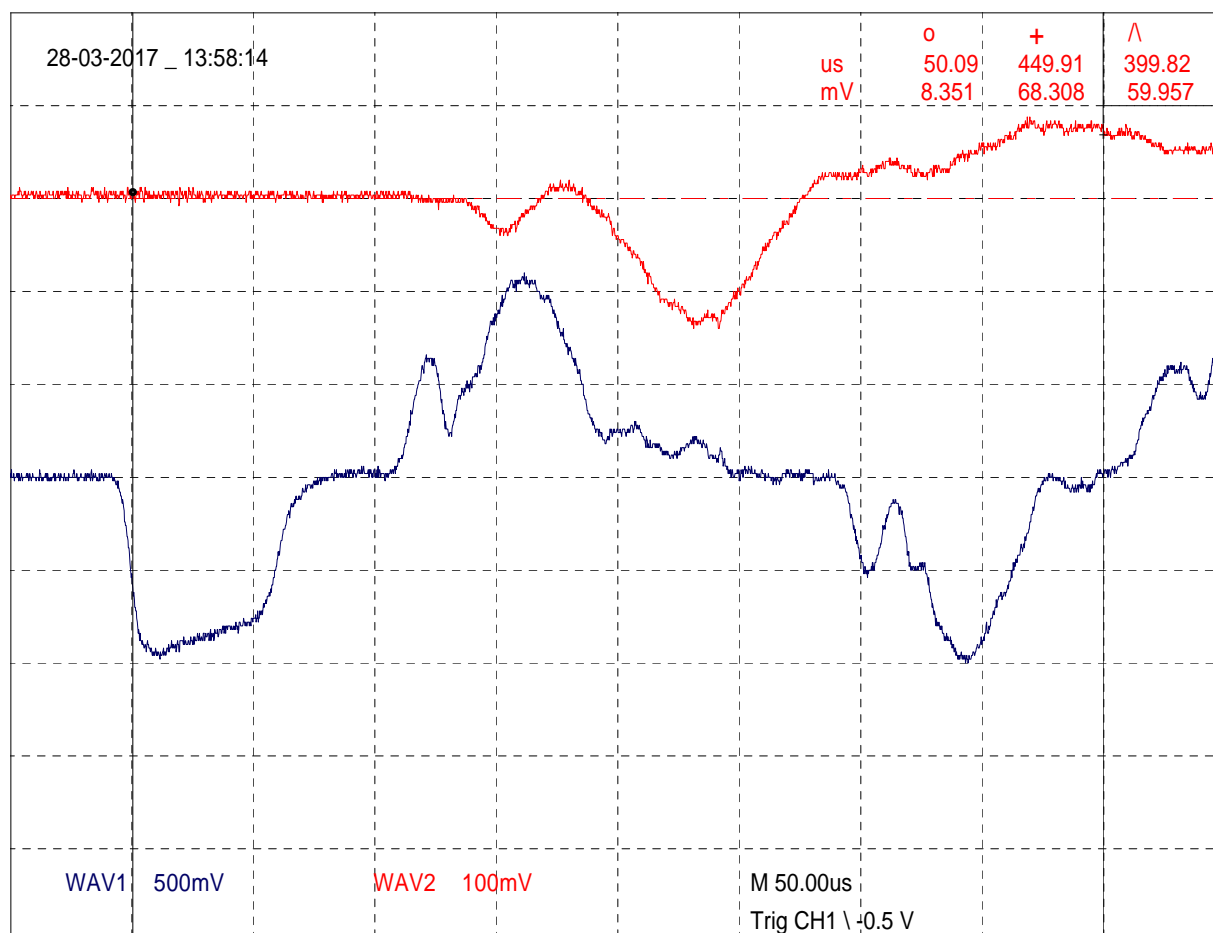


tp=16 s  
 tv=753 us   v=19,9 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=31,97 mm   L0=13,95 mm   tl.stř=1,97 mm  
 LL1=41,92 mm   L1=22,81 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 28.3.2017

Vzorek TAH-B10, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-10a, B-10b

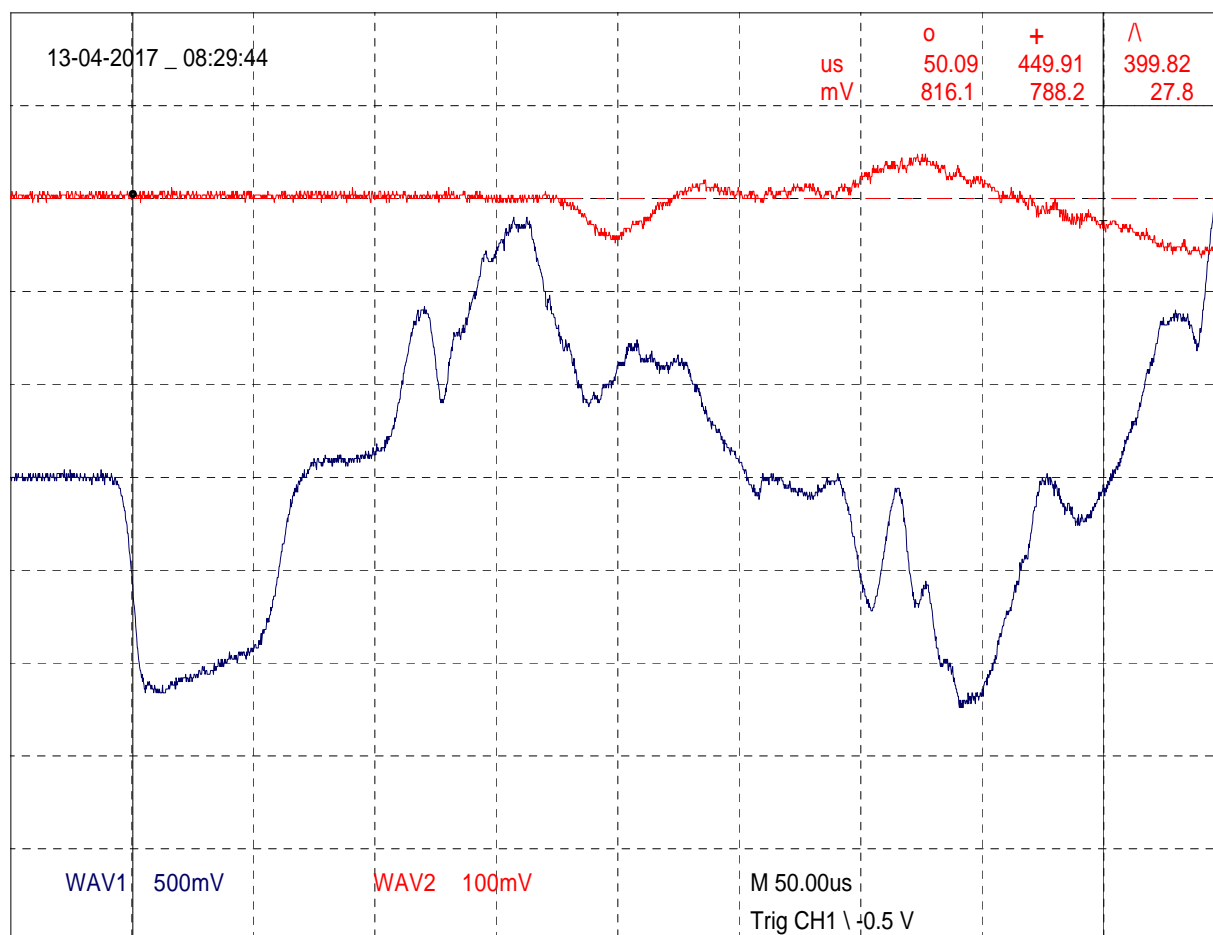


tp=15 s  
 tv=770 us   v=19,5 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=32,12 mm   L0=13,83 mm   tl.stř=1,96 mm  
 LL1=41,03 mm   L1=22,05 mm  
 Nepřetrženo  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 13.4.2017

Vzorek TAH-B11, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-11a, B-11b



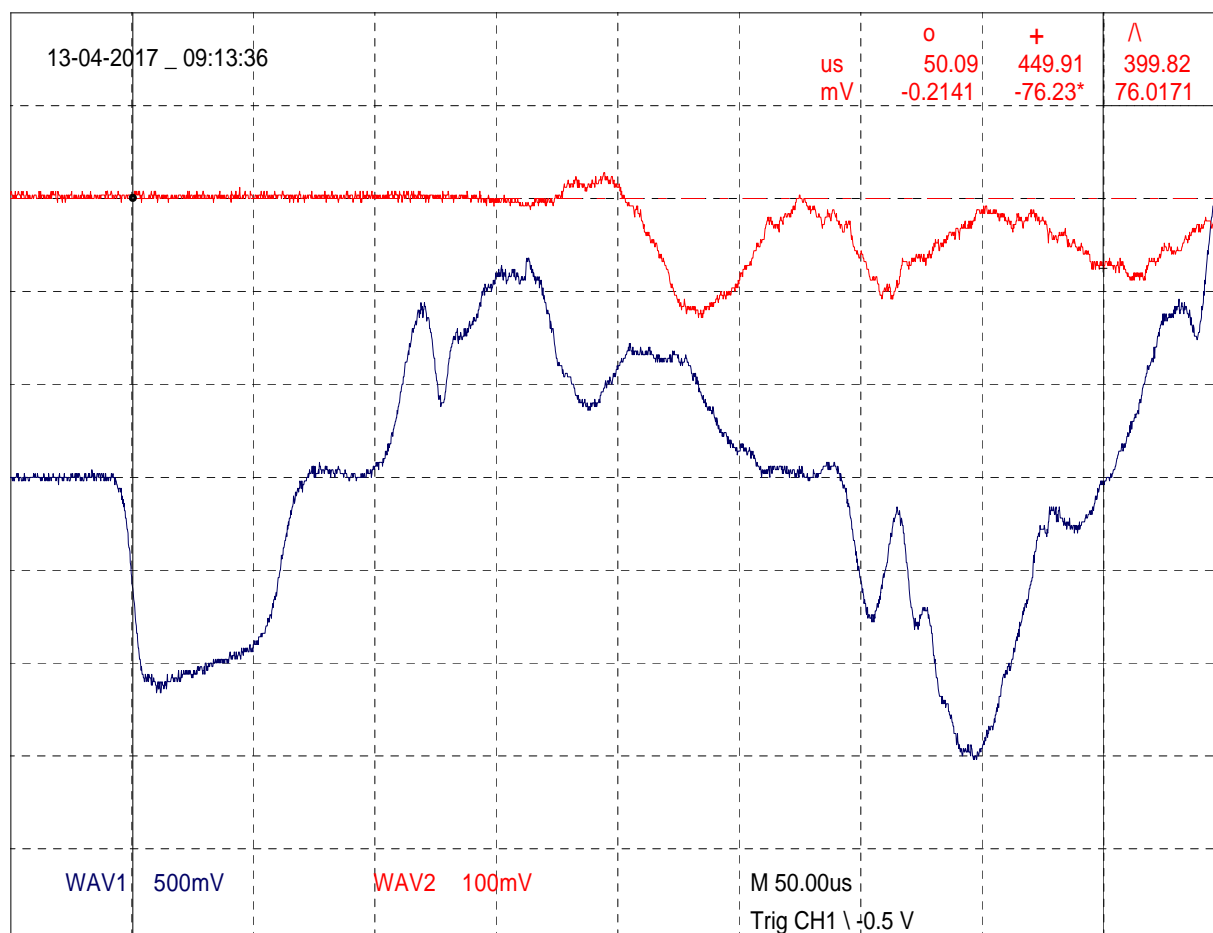
tp=20 s  
 tv=706 us v=21,25 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=33,02 mm L0=14,21 mm tl.stř=1,95 mm  
 LL1=42,67 mm L1=22,97 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330



Nové snímače č.1 a č2, typ2, 13.4.2017

Vzorek TAH-B12, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-12a, B-12b

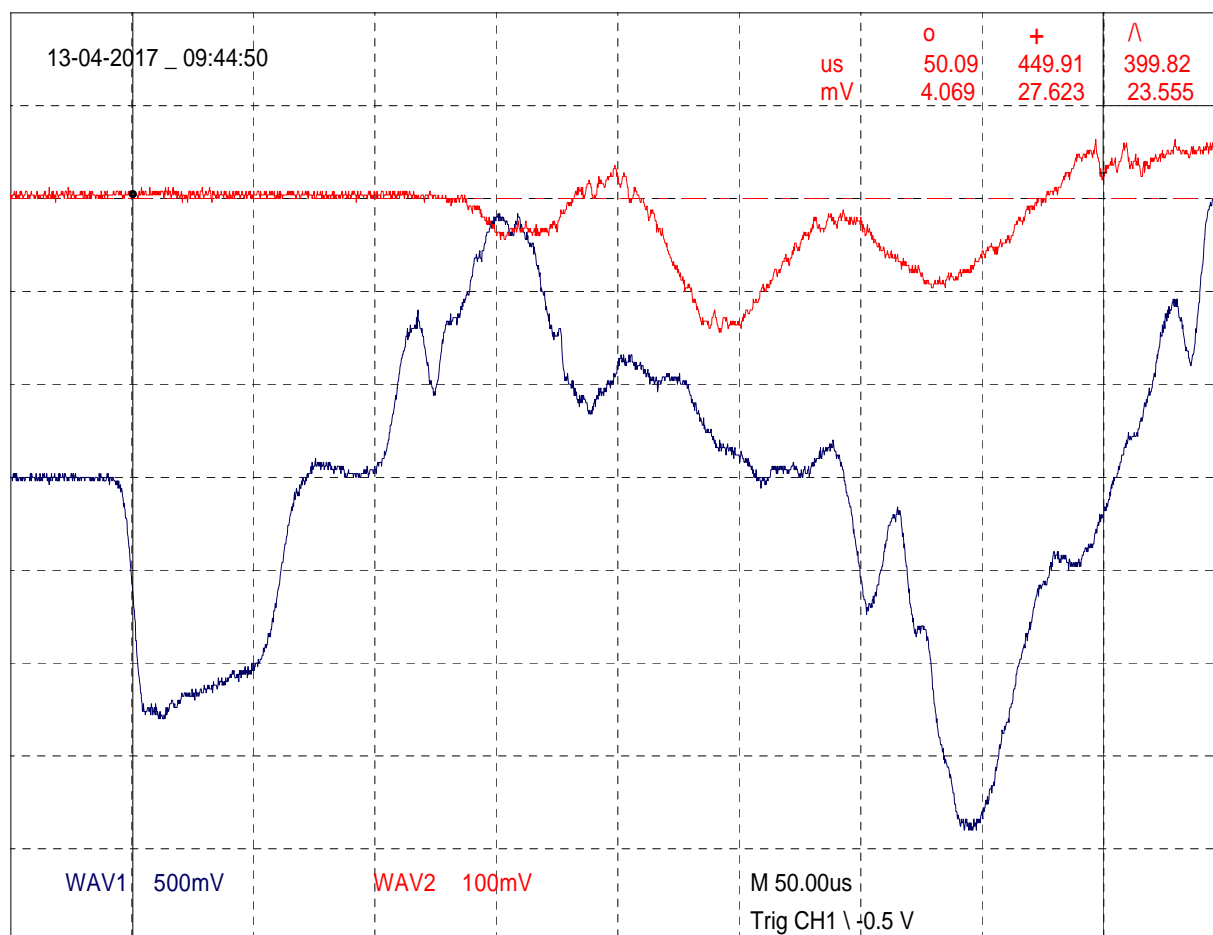


tp=20 s  
 tv=709 us v=21,16 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=32,56 mm L0=13,86 mm tl.stř=1,96 mm  
 LL1=42,11 mm L1=22,37 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snímače č.1 a č2, typ2, 13.4.2017

Vzorek TAH-B13, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-13a, B-13b

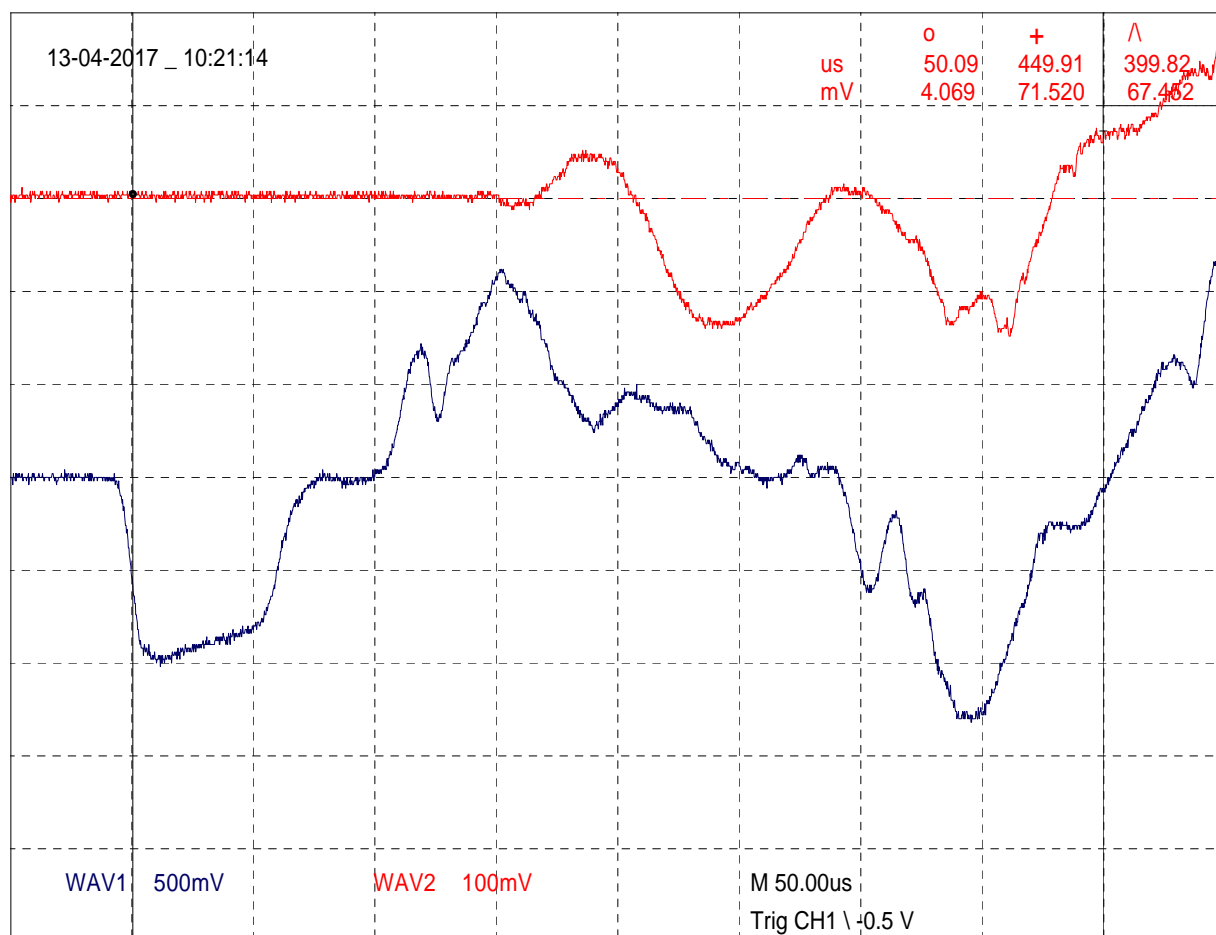


tp=30 s  
 tv=620 us v=24,20 m/s  
 IB=150 mm  
 LL0=32,25 mm L0=13,01 mm tl.stř=1,96 mm  
 LL1=41,67 mm L1=22,46 mm  
 Počet rázů do přetržení: 1  
 zesílení 1+1000/330

Nové snimače č.1 a č2, typ2, 13.4.2017

Vzorek TAH-B14, ocel 17 348 Kudláčová Barbora, Laser

Název záznamu: B-14a, B-14b



tp=16 s

tv=771 us v=19,46 m/s

IB=150 mm

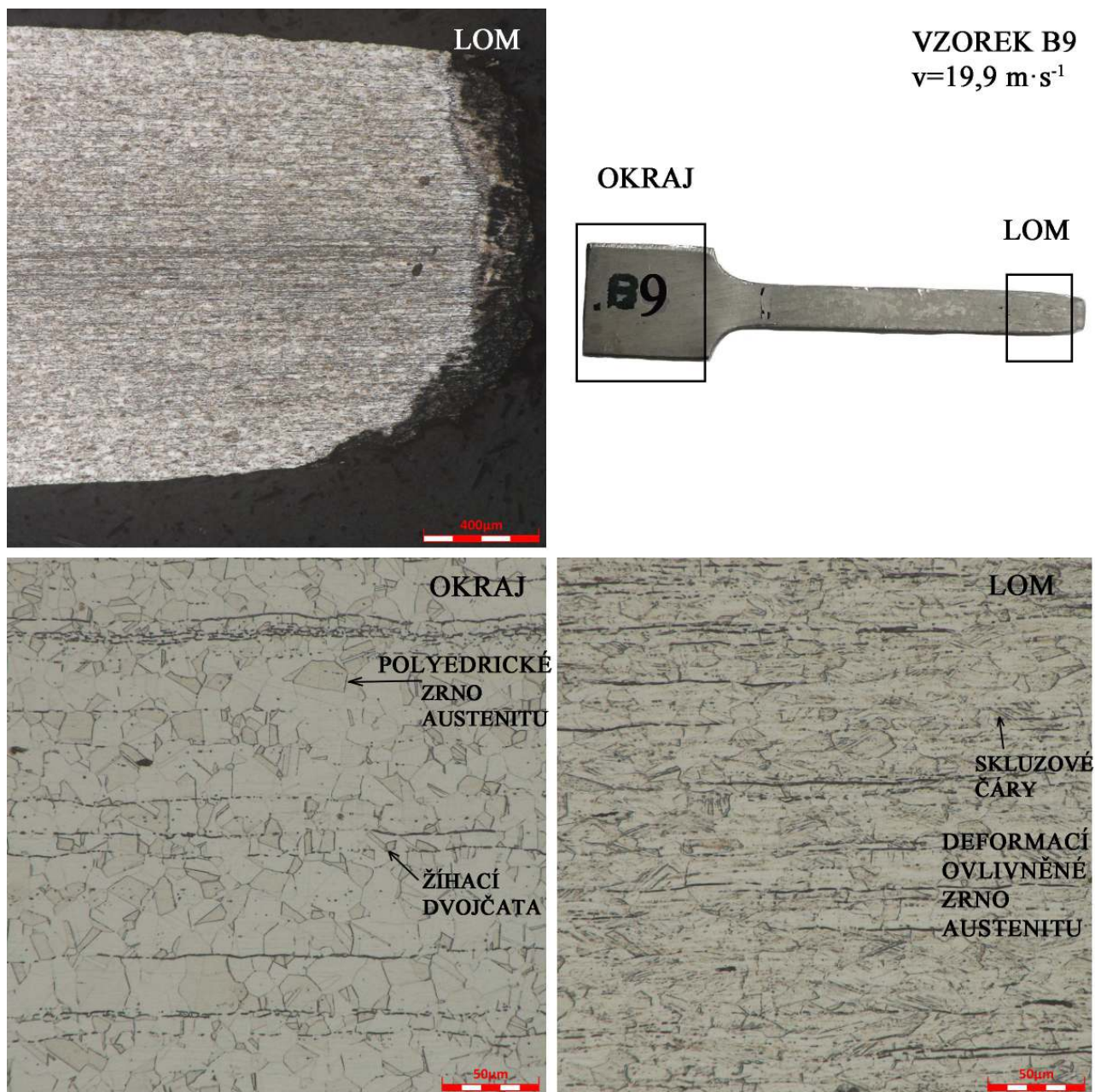
LL0=32,94 mm L0=13,90 mm tl.stř=1,97 mm

LL1=41,31 mm L1=21,28 mm

Počet rázů do přetržení: 1

zesílení 1+1000/330

# **PŘÍLOHA 8 SNÍMKY MIKROSTRUKTURY VZORKU B9 Z OCELI DLE ČSN 41 7348 PO HOPKINSONOVĚ TAHOVÉM TESTU**



Obr. 90: Snímky mikrostruktury vzorku B9 po Hopkinsonově tahovém testu v nedeformované (okraj) a deformované (lom) části pomocí mikroskopu OLYMPUS DSX510.